

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

**Том 25 Номер 4**

**ОКТАБРЬ – ДЕКАБРЬ 2023**

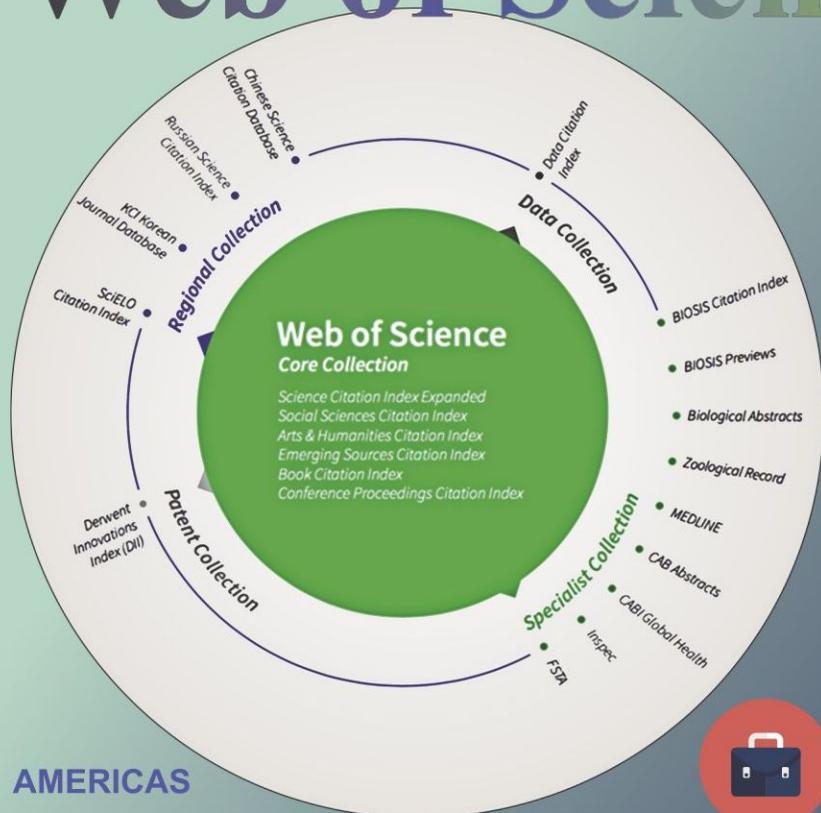
# **ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ**

**ТЕХНОЛОГИЯ  
ОБОРУДОВАНИЕ  
ИНСТРУМЕНТЫ**

[http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)

**НОВОСИБИРСК**

# ПЛАТФОРМА Web of Science



Academic  
Search™  
Ultimate



Applied Science  
& Technology  
Source™ Ultimate



Business Source®  
Ultimate



Humanities Source™ Ultimate



Sociology Source™ Ultimate

## AMERICAS

Philadelphia +1 800 336 4474  
+1 215 386 0100

## EUROPE, MIDDLE EAST AND AFRICA

London +44 20 7433 4000

## ASIA PACIFIC

Singapore +65 6411 6888  
Tokyo +81 3 5218 6500

For a complete  
office list, visit:  
[clarivate.com](http://clarivate.com)

# EBSCO

*Расширенная версия* **ULTIMATE**  
*для успеха в научной работе*

[www.ebsco.com](http://www.ebsco.com) ■ + 420 2 34 700 600 ■ [info.cr@ebsco.com](mailto:info.cr@ebsco.com)

# ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 25 № 4 2023 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Председатель совета

**Пустовой Николай Васильевич** – доктор технических наук, профессор, Заслуженный деятель науки РФ, член Национального комитета по теоретической и прикладной механике, президент НГТУ, г. Новосибирск (Российская Федерация)

#### Члены совета

*Федеративная Республика Бразилия:* **Альберто Морейра Хорхе**, профессор, доктор технических наук, Федеральный университет, г. Сан Карлос

*Федеративная Республика Германия:* **Монико Грайф**, профессор, доктор технических наук, Высшая школа Рейн-Майн, Университет прикладных наук, г. Рюссельсхайм, **Томас Хассел**, доктор технических наук, Ганноверский университет Вильгельма Лейбница, г. Гарбсен, **Флориан Нюрнбергер**, доктор технических наук, Ганноверский университет Вильгельма Лейбница, г. Гарбсен

*Испания:* **Чувилин А.Л.**, кандидат физико-математических наук, профессор, научный руководитель группы электронной микроскопии «CIC nanoGUNE», г. Сан-Себастьян

*Российская Федерация:* **Пантелеенко Ф.И.**, доктор технических наук, профессор, член-корреспондент НАН Беларуси, Заслуженный деятель науки Республики Беларусь, Белорусский национальный технический университет, г. Минск

*Украина:* **Ковалевский С.В.**, доктор технических наук, профессор, проректор по научно-педагогической работе Донбасской государственной машиностроительной академии, г. Краматорск

*Российская Федерация:* **Атапин В.Г.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Балков В.П.**, зам. ген. директора АО «ВНИИинструмент», канд. техн. наук, г. Москва, **Батаев В.А.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Буров В.Г.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Коротков А.Н.**, доктор техн. наук, профессор, академик РАН, КузГТУ, г. Кемерово, **Лобанов Д.В.**, доктор техн. наук, доцент, ЧГУ, г. Чебоксары, **Макаров А.В.**, доктор техн. наук, член-корреспондент РАН, ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, **Овчаренко А.Г.**, доктор техн. наук, профессор, БТИ АлтГТУ, г. Бийск, **Сараев Ю.Н.**, доктор техн. наук, профессор, ИФПМ СО РАН, г. Томск, **Янюшкин А.С.**, доктор техн. наук, профессор, ЧГУ, г. Чебоксары



Журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» индексируется в крупнейших в мире реферативно-библиографических наукометрических базах данных Web of Science и Scopus.

WEB OF SCIENCE



Журнал входит в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук».



Полный текст журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» теперь можно найти в базах данных компании EBSCO Publishing на платформе EBSCOhost. EBSCO Publishing является ведущим мировым агрегатором научных и популярных изданий, а также электронных и аудиокниг.

#### СОУЧРЕДИТЕЛИ

ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный технический университет»  
ООО НПКФ «Машсервисприбор»

#### ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

**Батаев Анатолий Андреевич** – профессор,  
доктор технических наук,  
ректор НГТУ

#### ЗАМЕСТИТЕЛИ ГЛАВНОГО РЕДАКТОРА

**Иванцовский Владимир Владимирович** – доцент,  
доктор технических наук

**Скиба Вадим Юрьевич** – доцент, кандидат технических наук

**Ложкина Елена Алексеевна** – редактор перевода текста  
на английский язык,  
кандидат технических наук

ИЗДАЕТСЯ С 1999 г.

Периодичность – 4 номера в год

#### ИЗДАТЕЛЬ

ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный технический университет»

Журнал включен в Реферативный журнал и Базы данных ВИНТИ. Сведения о журнале ежегодно публикуются в международной справочной системе по периодическим и продолжающимся изданиям «Ulrich's Periodicals Directory»

Журнал награжден в 2005 г. Большой Золотой Медалью Сибирской Ярмарки за освещение новых технологий, инструмента, оборудования для обработки металлов

Журнал зарегистрирован 01.03.2021 г. Федеральной службой по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-80400  
Индекс: **70590** по каталогу ООО «УП УРАЛ-ПРЕСС»

Адрес редакции и издателя:

630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5.

Тел. +7 (383) 346-17-75

Сайт журнала [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)

E-mail: [metal\\_working@mail.ru](mailto:metal_working@mail.ru); [metal\\_working@corp.nstu.ru](mailto:metal_working@corp.nstu.ru)

Цена свободная

Перепечатка материалов из журнала «Обработка металлов» возможна при обязательном письменном согласовании с редакцией журнала; ссылка на журнал при перепечатке обязательна.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель.

16+

## СОДЕРЖАНИЕ

### ТЕХНОЛОГИЯ

Акинцева А.В., Переверзев П.П. Моделирование взаимосвязи силы резания с глубиной резания и объемами снимаемого металла единичными зернами при плоском шлифовании.....	6
Шарма Ш.С., Йоши А., Раджпут Й.С. Систематический обзор технологий производства металлической пены.....	22
Карлина Ю.И., Кононенко Р.В., Иванцовский В.В., Попов М.А., Дерюгин Ф.Ф., Бянкин В.Е. Обзор современных требований к сварке трубных высокопрочных низколегированных сталей.....	36
Старцев Е.А., Бахматов П.В. Влияние режимов дуговой автоматической сварки на геометрические параметры шва стыковых соединений из низкоуглеродистой стали, выполненных с применением экспериментального флюса.....	61
Мартюшев Н.В., Козлов В.Н., Ци М., Багинский А.Г., Хань Ц., Бовкун А.С. Фрезерование заготовок из мартенситной стали 40X13, полученных с помощью аддитивных технологий.....	74
Логинов Ю.Н., Замираева Ю.В. Оценка схемы многоканального углового прессования прутков и возможности ее применения на практике.....	90

### ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

Раджпут Й.С., Шарма А.К., Мишра В.Н., Саксена К., Дипак Д., Шарма Ш.С. Влияние геометрии наконечника сварочного инструмента на характеристики растяжения соединений сплава AA8011, полученных сваркой трением с перемешиванием....	105
Чинчаникар С., Гейдж М.Г. Моделирование рабочих характеристик и мультикритериальная оптимизация при токарной обработке нержавеющей стали AISI 304 (12X18H10T) резцами с износостойким покрытием и с износостойким покрытием, подвергнутым микропескоструйной обработке.....	117
Гуле Г.С., Санап С., Чинчаникар С. Точение стали AISI 52100 с наложением ультразвуковых колебаний: сравнительная оценка и моделирование с использованием анализа размерностей.....	136
Пивкин П.М., Ершов А.А., Миронов Н.Е., Надькто А.Б. Влияние формы тороидальной задней поверхности на углы режущего клина и механические напряжения вдоль режущей кромки сверла.....	151

### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Соколов Р.А., Муратов К.Р., Венедиктов А.Н., Мамадалиев Р.А. Влияние внутренних напряжений на интенсивность коррозионных процессов конструкционной стали.....	167
Клименов В.А., Колубаев Е.А., Хань Ц., Чумаевский А.В., Двилис Э.С., Стрелкова И.Л., Дробяз Е.А., Яременко О.Б., Куранов А.Е. Модуль упругости и твердость титанового сплава, сформированного в условиях электронного лучевого сплавления при 3D-печати проволокой.....	180
Воронцов А.В., Филиппов А.В., Шамарин Н.Н., Москвичев Е.Н., Новицкая О.С., Княжев Е.О., Денисова Ю.А., Леонов А.А., Денисов В.В. In situ анализ кристаллической решетки нитридных однокомпонентных и многослойных покрытий ZrN/CrN в процессе термоциклирования.....	202
Рубцов В.Е., Панфилов А.О., Княжев Е.О., Николаева А.В., Черемнов А.М., Гусарова А.В., Белобородов В.А., Чумаевский А.В., Гриненко А.В., Колубаев Е.А. Влияние высокоэнергетического воздействия при плазменной резке на структуру и свойства поверхностных слоёв алюминиевых и титановых сплавов.....	216
Бобылёв Э.Э., Стороженко И.Д., Маторин А.А., Марченко В.Д. Особенности формирования Ni-Cr покрытий, полученных диффузионным легированием из среды легкоплавких жидкометаллических растворов.....	232
Бурков А.А., Коневцов Л.А., Дворник М.И., Николенко С.В., Кулик М.А. Формирование и исследование свойств покрытий из металлического стекла FeWCrMoBC на стали 35.....	244
Шарма Ш.С., Хатри Р., Йоши А. Синергетический подход к разработке легкого пористого металлического пеноматериала на основе алюминия с использованием литейно-металлургического метода.....	255
Строкач Е.А., Кожевников Г.Д., Пожидаев А.А., Добровольский С.В. Моделирование эрозионного износа титанового сплава высокоскоростным потоком частиц.....	268

### МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

284

### МАТЕРИАЛЫ СОУЧЕРЕДИТЕЛЕЙ

295

Корректор *Е.Е. Татарникова*  
 Художник-дизайнер *А.В. Ладыжская*  
 Компьютерная верстка *Н.В. Гаврилова*

Налоговая льгота – Общероссийский классификатор продукции  
 Издание соответствует коду 95 2000 ОК 005-93 (ОКП)

Подписано в печать 01.12.2023. Выход в свет 15.12.2023. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.  
 Усл. печ.л. 37,0. Уч.-изд. л. 68,82. Изд. № 209. Заказ 296. Тираж 300 экз.

Отпечатано в типографии Новосибирского государственного технического университета  
 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20

# BRABOTKA OMETALLOV

## METAL WORKING & MATERIAL SCIENCE

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Volume 25 No.4 2023 SCIENTIFIC, TECHNICAL AND INDUSTRIAL JOURNAL

### EDITORIAL BOARD

#### EDITOR-IN-CHIEF:

**Anatoliy A. Bataev**, D.Sc. (Engineering), Professor, Rector,  
Novosibirsk State Technical University,  
Novosibirsk, Russian Federation

#### DEPUTIES EDITOR-IN-CHIEF:

**Vladimir V. Ivancivsky**, D.Sc. (Engineering), Associate Professor,  
Department of Industrial Machinery Design,  
Novosibirsk State Technical University,  
Novosibirsk, Russian Federation

**Vadim Y. Skeebea**, Ph.D. (Engineering), Associate Professor,  
Department of Industrial Machinery Design,  
Novosibirsk State Technical University,  
Novosibirsk, Russian Federation

#### Editor of the English translation:

**Elena A. Lozhkina**, Ph.D. (Engineering),  
Department of Material Science in Mechanical Engineering,  
Novosibirsk State Technical University,  
Novosibirsk, Russian Federation

The journal is issued since 1999

Publication frequency – 4 numbers a year



Data on the journal are published in  
«Ulrich's Periodical Directory»

Journal “Obrabotka Metallov” (“Metal Working and Material Science”) has been Indexed in Clarivate Analytics Services.



Journal “Obrabotka Metallov – Metal Working and Material Science” is indexed in the world's largest abstracting bibliographic and scientometric databases Web of Science and Scopus.



Journal “Obrabotka Metallov” (“Metal Working & Material Science”) has entered into an electronic licensing relationship with EBSCO Publishing, the world's leading aggregator of full text journals, magazines and eBooks. The full text of JOURNAL can be found in the EBSCOhost™ databases.

Novosibirsk State Technical University, Prospekt K. Marksa, 20,  
Novosibirsk, 630073, Russia

Tel.: +7 (383) 346-17-75

[http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)

E-mail: [metal\\_working@mail.ru](mailto:metal_working@mail.ru); [metal\\_working@corp.nstu.ru](mailto:metal_working@corp.nstu.ru)

**EDITORIAL COUNCIL  
CHAIRMAN:**

**Nikolai V. Pustovoy**, D.Sc. (Engineering), Professor,  
President, Novosibirsk State Technical University,  
*Novosibirsk, Russian Federation*

**MEMBERS:**

*The Federative Republic of Brazil:*

**Alberto Moreira Jorge Junior**, Dr.-Ing., Full Professor;  
Federal University of São Carlos, *São Carlos*

*The Federal Republic of Germany:*

**Moniko Greif**, Dr.-Ing., Professor,  
Hochschule RheinMain University of Applied Sciences, *Russelsheim*

**Florian Nürnberger**, Dr.-Ing.,  
Chief Engineer and Head of the Department “Technology of Materials”,  
Leibniz Universität Hannover, *Garbsen*;

**Thomas Hassel**, Dr.-Ing.,  
Head of Underwater Technology Center Hanover,  
Leibniz Universität Hannover, *Garbsen*

*The Spain:*

**Andrey L. Chuvilin**, Ph.D. (Physics and Mathematics),  
Ikerbasque Research Professor,  
Head of Electron Microscopy Laboratory “CIC nanoGUNE”,  
*San Sebastian*

*The Republic of Belarus:*

**Fyodor I. Panteleenko**, D.Sc. (Engineering), Professor,  
First Vice-Rector, Corresponding Member of National Academy of Sciences of Belarus,  
Belarusian National Technical University, *Minsk*

*The Ukraine:*

**Sergiy V. Kovalevskyy**, D.Sc. (Engineering), Professor,  
Vice Rector for Research and Academic Affairs,  
Donbass State Engineering Academy, *Kramatorsk*

*The Russian Federation:*

**Vladimir G. Atapin**, D.Sc. (Engineering), Professor,  
Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*;

**Victor P. Balkov**, Deputy general director,  
Research and Development Tooling Institute “VNIINSTRUMENT”, *Moscow*;

**Vladimir A. Bataev**, D.Sc. (Engineering), Professor,  
Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*;

**Vladimir G. Burov**, D.Sc. (Engineering), Professor,  
Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*;

**Aleksandr N. Korotkov**, D.Sc. (Engineering), Professor,  
Kuzbass State Technical University, *Kemerovo*;

**Dmitry V. Lobanov**, D.Sc. (Engineering), Associate Professor,  
I.N. Ulianov Chuvash State University, *Cheboksary*;

**Aleksey V. Makarov**, D.Sc. (Engineering), Corresponding Member of RAS,  
Head of division, Head of laboratory (Laboratory of Mechanical Properties)  
M.N. Miheev Institute of Metal Physics,

Russian Academy of Sciences (Ural Branch), *Yekaterinburg*;

**Aleksandr G. Ovcharenko**, D.Sc. (Engineering), Professor,  
Biysk Technological Institute, *Biysk*;

**Yuriy N. Saraev**, D.Sc. (Engineering), Professor,  
Institute of Strength Physics and Materials Science,  
Russian Academy of Sciences (Siberian Branch), *Tomsk*;

**Alexander S. Yanyushkin**, D.Sc. (Engineering), Professor,  
I.N. Ulianov Chuvash State University, *Cheboksary*

## CONTENTS

### TECHNOLOGY

<b>Akintseva A.V., Pereverzev P.P.</b> Modeling the interrelation of the cutting force with the cutting depth and the volumes of the metal removed by single grains in flat grinding.....	6
<b>Sharma S.S., Joshi A., Rajpoot Y.S.</b> A systematic review of processing techniques for cellular metallic foam production.....	22
<b>Karlina Yu.I., Kononenko R.V., Ivantsivsky V.V., Popov M.A., Deryugin F.F., Byankin V.E.</b> Review of modern requirements for welding of pipe high-strength low-alloy steels.....	36
<b>Startsev E.A., Bakhmatov P.V.</b> The influence of automatic arc welding modes on the geometric parameters of the seam of butt joints made of low-carbon steel, made using experimental flux.....	61
<b>Martyushev N.V., Kozlov V.N., Qi M., Baginskiy A.G., Han Z., Bovkun A.S.</b> Milling martensitic steel blanks obtained using additive technologies.....	74
<b>Loginov Yu.N., Zamaraeva Yu.V.</b> Evaluation of the bars' multichannel angular pressing scheme and its potential application in practice.....	90

### EQUIPMENT. INSTRUMENTS

<b>Rajpoot Y.S., Sharma A.K., Mishra V.N., Saxena K., Deepak D., Sharma S.S.</b> Effect of tool pin profile on the tensile characteristics of friction stir welded joints of AA8011.....	105
<b>Chinchanikar S., Gadge M.G.</b> Performance modeling and multi-objective optimization during turning AISI 304 stainless steel using coated and coated-microblasted tools.....	117
<b>Ghule G.S., Sanap S., Chinchanikar S.</b> Ultrasonic vibration-assisted hard turning of AISI 52100 steel: comparative evaluation and modeling using dimensional analysis.....	136
<b>Pivkin P.M., Ershov A.A., Mironov N.E., Nadykto A.B.</b> Influence of the shape of the toroidal flank surface on the cutting wedge angles and mechanical stresses along the drill cutting edge.....	151

### MATERIAL SCIENCE

<b>Sokolov R.A., Muratov K.R., Venediktov A.N., Mamadaliev R.A.</b> Influence of internal stresses on the intensity of corrosion processes in structural steel.....	167
<b>Klimenov V.A., Kolubaev E.A., Han Z., Chumaevskii A.V., Dvilis E.S., Strelkova I.L., Drobyaz E.A., Yaremenko O.B., Kuranov A.E.</b> Elastic modulus and hardness of Ti alloy obtained by wire-feed electron-beam additive manufacturing.....	180
<b>Vorontsov A.V., Filippov A.V., Shamarin N.N., Moskvichev E.N., Novitskaya O.S., Knyazhev E.O., Denisova Yu.A., Leonov A.A., Denisov V.V.</b> In situ crystal lattice analysis of nitride single-component and multilayer ZrN/CrN coatings in the process of thermal cycling.....	202
<b>Rubtsov V.E., Panfilov A.O., Kniazhev E.O., Nikolaeva A.V., Cheremnov A.M., Gusarova A.V., Beloborodov V.A., Chumaevskii A.V., Grinenko A.V., Kolubaev E.A.</b> Influence of high-energy impact during plasma cutting on the structure and properties of surface layers of aluminum and titanium alloys.....	216
<b>Bobylyov E.E., Storozhenko I.D., Matorin A.A., Marchenko V.D.</b> Features of the formation of Ni-Cr coatings obtained by diffusion alloying from low-melting liquid metal solutions.....	232
<b>Burkov A.A., Konevtsov L.A., Dvornik M.H., Nikolenko S.V., Kulik M.A.</b> Formation and investigation of the properties of FeWCrMoBC metallic glass coatings on carbon steel.....	244
<b>Sharma S.S., Khatri R., Joshi A.</b> A synergistic approach to the development of lightweight aluminium-based porous metallic foam using stir casting method.....	255
<b>Strokach E.A., Kozhevnikov G.D., Pozhidaev A.A., Dobrovolsky S.V.</b> Numerical study of titanium alloy high-velocity solid particle erosion.....	268

### EDITORIAL MATERIALS

284

### FOUNDERS MATERIALS

295



## Моделирование взаимосвязи силы резания с глубиной резания и объемами снимаемого металла единичными зёрнами при плоском шлифовании

Александра Акинцева<sup>а, \*</sup>, Павел Переверзев<sup>б</sup>

Южно-Уральский государственный университет, пр. Ленина, 76, г. Челябинск, 454080, Россия

<sup>а</sup> <https://orcid.org/0000-0001-8881-8461>, [akintsevaav@susu.ru](mailto:akintsevaav@susu.ru); <sup>б</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1416-8918>, [pereverzevpp@susu.ru](mailto:pereverzevpp@susu.ru)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.923.9

#### История статьи:

Поступила: 20 июля 2023

Рецензирование: 01 августа 2023

Принята к печати: 15 августа 2023

Доступно онлайн: 15 декабря 2023

#### Ключевые слова:

Режим резания

Сила резания

Глубина резания

Объем снимаемого металла

Плоское шлифование

Цикл

Погрешность обработки

#### Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-00792.

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Модель расчета силы резания лежит в основе модулей САМ-системы, связанных как с прогнозированием погрешности обработки на металлорежущих станках для заданных условий шлифования, так и с оптимизацией всех параметров технологического режима (параметры режимов резания, режущего инструмента и пр.). Однако из-за отсутствия адекватной модели расчета силы резания, представленной в инженерном виде, такие модули до сих пор не разработаны не только для операций плоского шлифования, но и для всех других видов металлообработки. Сложность получения адекватной модели силы резания для операций плоского шлифования заключается в необходимости установления взаимосвязи станочных параметров макрорежимов резания (подач, скорости резания) шлифовальным кругом с параметрами микрорежимов резания – множеством режущих зерен круга, связанных с пластической деформацией металла в зоне сдвига, микрообъемами снимаемого металла и геометрией режущей части абразивных зерен. **Целью данной работы** является разработка силовой модели, устанавливающей взаимосвязь силы резания с глубиной резания и объемами снимаемого металла единичными зёрнами и кругом в целом на основе интеграции микрообъемов и микросил при срезе металла зёрнами круга. **Предметом исследования** является математическое моделирование взаимосвязи между силой резания и режимами резания с параметрами микрорезания группой единичных зерен на основе равенства работ при снятии металла одного объема. **Методологической основой исследования** служит установленная С.Н. Корчаком связь между работой (энергией), затрачиваемой на пластическую деформацию металла единичным зёрном, интенсивностью напряжений, интенсивностью скоростей деформаций и объемом снимаемого металла кругом в целом. **Результатом работы** является аналитическая модель, достоверно и адекватно устанавливающая взаимосвязь между силой резания и глубиной резания, режимами резания, характеристикой круга, физико-механическими свойствами обрабатываемого материала и другими основными технологическими параметрами. **Областью применения результатов** является возможность использования представленной в данной статье модели расчета силы резания в качестве основы при разработке модуля для САМ-системы (цифрового двойника процесса механической обработки), который бы позволял в рамках производственного процесса вести расчет и проектирование оптимальных технологических параметров операции плоского шлифования, а также осуществлять тестирование режимов резания по критерию точности обработки партии деталей с учетом влияния различных переменных факторов и реальных условий обработки.

**Для цитирования:** Акинцева А.В., Переверзев П.П. Моделирование взаимосвязи силы резания с глубиной резания и объемами снимаемого металла единичными зёрнами при плоском шлифовании // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 6–21. – DOI:10.17212/1994-6309-2023-25.4-6-21.

## Введение

Плоское шлифование – это чистовая операция, к которой предъявляются жесткие требования по точности и качеству обработки. Достижение данных требований является весьма

трудоемкой задачей на операциях плоского шлифования ввиду необходимости управления тремя подачами (рис. 1), наличия на обрабатываемых поверхностях пазов и отверстий, одновременной обработки на операции нескольких заготовок и пр. Обеспечение точности и качества обрабатываемой поверхности напрямую зависит от режимов резания. В настоящее время режимы резания назначаются при помощи САМ-системы, основу которой составляет оцифрованная нормативно-справочная литература. Тестирование режимов

#### \*Адрес для переписки

Акинцева Александра Викторовна, к.т.н., доцент  
 Южно-Уральский государственный университет,  
 пр. Ленина, 76,  
 454080, г. Челябинск, Россия  
 Тел.: +7 (922) 633-56-57, e-mail: [akintsevaav@susu.ru](mailto:akintsevaav@susu.ru)

резания в виртуальной среде на выполнение ими требований операционных эскиза и карты с использованием САМ-системы на текущий момент не представляется возможным. Поэтому на предприятиях вынуждены проводить пробную обработку заготовок по назначенным технологическим режимам резания. Зачастую для стабильного выполнения требований чертежа при изготовлении партии деталей режимы резания занижаются до безопасного уровня, что, несомненно, приводит к потере производительности. Наличие экспериментальной проверки на подготовительном этапе производства приводит к увеличению его продолжительности, а также дополнительным временным и материальным затратам.

Причиной описанной выше производственной проблемы является отсутствие инженерной широкодиапазонной аналитической модели, достоверно устанавливающей математическую взаимосвязь силы резания с глубиной резания и другими параметрами режима резания, объемом снимаемого металла, характеристикой и геометрическими параметрами шлифовального круга, физико-механическими свойствами обрабатываемого материала и др.

Приведем анализ научных исследований, направленных на моделирование силы резания на операциях шлифования. В работе [1] установлена взаимосвязь между силой резания единичным зерном абразивного круга и физико-механическими свойствами обрабатываемого материала через напряжения сдвига и сжатия, при этом учитывается температура, возникающая в зоне резания. Идентично в источниках [2, 3] получены расчетные зависимости для нахождения силы резания для операций шлифования, принимающие во внимание процесс трения (коэффициент внутреннего трения, угол трения и др.). На основании зависимостей, полученных в работе [1], разработаны модели для расчета силы резания при плоском шлифовании [4, 5]. В работах [6–14] представлены силовые зависимости, учитывающие процессы затупления и изнашивания абразивного зерна при шлифовании. В работах [15–23] рассмотрено влияние на силу резания динамических нагрузок, возникающих из-за «контактной жесткости» технологической системы, нестационарности процесса абразивной обработки, переменной жесткости технологической системы и т. п. В работах [15,

16] расчет силы резания производится с учетом жесткости технологической системы и динамических нагрузок. В работе [17] расчет силы резания выполняется с учетом коэффициента трения на примере плоского шлифования. Формулы, представленные в перечисленных выше работах, не имеют инженерного вида, что затрудняет их практическое применение в области машиностроения.

Среди работ, посвященных разработке модели силы резания для операций плоского шлифования, выделим следующие. В работе [24] предложена математическая модель плоского шлифования инструментом, смоделированным в виде диска с распределенными по цилиндрической поверхности абразивными зёрнами со случайными геометрическими характеристиками. В работе [25] представлена динамическая математическая модель силы резания, учитывающая износ рабочей поверхности круга в процессе плоского шлифования. В работе [26] приведены экспериментальные исследования составляющих силы резания, возникающих при плоском шлифовании для узкого диапазона материалов (в основном различных сплавов титана). В работе [27] выполнена экспериментальная оценка изменения силы резания и шероховатости на примере плоского шлифования нескольких марок сталей. В работе [28] проведен эксперимент по оценке влияния скорости резания на силу резания и износ шлифовального круга.

Анализ показал, что, несмотря на имеющееся обилие аналитических моделей, связывающих силу резания с глубиной резания единичных режущих зерен круга в процессе шлифования, до сих пор отсутствуют адекватные инженерные модели расчета силы резания для заданной глубины резания при шлифовании кругом в целом. В предложенных моделях вычисляется некая глубина и сила резания при срезе металла единичным зерном абразивного круга в зависимости от количества зерен и прочих факторов при отсутствии достоверной априорной информации о количестве режущих зерен и снимаемых объемах металла. Поэтому по приведенным формулам невозможно вычислить не только глубину резания кругом в целом и возникающую при этом силу резания, но и величину снимаемого припуска во время операции за несколько проходов.

Известно, что в ступенчатом цикле плоского шлифования программная подача на глубину изменяется в десятки раз (например, от 0,05 мм/ход на первой ступени цикла до 0,001 мм/мин – на последней). При этом количество режущих зерен и глубина резания тоже должны существенно уменьшаться. Однако в рассмотренных силовых моделях этот факт никак не влияет на глубину резания зернами круга. Учитывая, что количество режущих зерен на рабочей поверхности круга избыточно [29], часть зерен проходит в зоне контакта впустую без съема металла, а с уменьшением подачи на глубину в десятки раз количество избыточных зерен увеличивается. На настоящий момент отсутствуют методики расчета количества избыточных зерен и глубины резания при снижении подачи на глубину в десятки раз. Кроме того, не учитывается, что объем слоя снимаемого металла с заготовки имеет конечное значение, а расчет объема снимаемого металла при микрорезании в моделях не осуществляется, т. е. суммирование снятого металла не производится и непонятно, когда закончится процесс снятия заданного объема металла. Большим упущением в рассмотренных выше моделях также является то, что сила резания в моделях не изменяется в зависимости от твердости круга.

Таким образом, до сих пор отсутствует научный подход, устанавливающий взаимосвязь сил резания и глубин среза металла единичными зернами со снимаемым припуском и силой резания, возникающей при шлифовании кругом в целом. В результате отсутствует аналитическая модель расчета взаимосвязи силы резания с глубиной резания на операциях плоского шлифования, представленная в инженерном виде.

Сложность получения адекватной модели силы резания заключается в необходимости установления взаимосвязи параметров макрорежимов резания (подач, скорости резания), регулируемых на пульте управления станком, с параметрами микрорежимов резания абразивными зернами, связанными с пластической деформацией металла в зоне сдвига, физико-механическими свойствами обрабатываемого металла, передним и задним углом режущей кромки зерен, затуплением режущей кромки по задней поверхности зерен, скоростью резания, параметрами зоны контакта режущего инструмента

с заготовкой и др. В частности, для операции плоского шлифования необходимо связать объем снятого металла с заготовки и параметры трех подач станка (на глубину, поперечную, продольную) с параметрами микрорезания: углом сдвига металла в зоне пластической деформации, длиной и площадью контакта круга с заготовкой, переменной глубиной среза металла единичными зернами круга, стохастическим характером съема металла избыточным количеством зерен круга, геометрией режущей кромки абразивных зерен, площадкой затупления на задней поверхности, прочностью обрабатываемого металла, а также с суммарным микрообъемом металла, снимаемого всеми зернами.

Таким образом, **целью данной работы** является установление взаимосвязи между силой резания, глубиной резания и объемом снимаемого металла единичными зернами при плоском шлифовании. Рассмотрены основные этапы разработки модели расчета силы резания, возникающей в процессе плоского шлифования, на основе равенства объема металла, снимаемого совокупностью единичных зерен, и такого же объема металла, снимаемого шлифовальным кругом (равенство объемов снимаемого металла).

### Методика исследования

В качестве базы для разработки модели силы резания при плоском шлифовании примем модель силы резания, возникающей при резании единичным абразивным зерном. Съем металла единичным зерном происходит при энергетических затратах, чаще всего выражаемых в виде работы или мощности. Взаимосвязь между работой и мощностью при пластической деформации металла установлена в работе [1]:

$$A = \iiint_{\omega} \sigma \epsilon d\omega; \quad (1)$$

$$N = \frac{dA}{dt} = \iiint_{\omega} \sigma \dot{\epsilon} d\omega, \quad (2)$$

где  $A$  – работа, затрачиваемая на деформацию объема  $\omega$  металла, Н · м (Дж);  $N$  – мощность, необходимая для деформации объема  $\omega$  металла, Н · м/с (Вт);  $\sigma$  – интенсивность напряжений в движущемся объеме деформируемого металла, Н/м<sup>2</sup>;  $\dot{\epsilon}$  – интенсивность скорости деформаций, с<sup>-1</sup>;  $\epsilon$  – интенсивность степени деформации;

$\omega$  – объем деформируемого металла,  $\text{м}^3$ ;  $t$  – время деформации объема  $\omega$  металла, с.

Отметим, что допущения, принятые С.Н. Корчаком в работе [1], не привязаны к конкретному виду шлифования, поэтому они будут справедливы и для разрабатываемой модели силы резания, возникающей в процессе плоского шлифования. На рис. 1 показана расчетная схема среза металла режущей кромкой абразивного зерна круга с площадкой затупления  $l_j$ . В работе [1] принята свободная схема резания из-за малого влияния краевых эффектов по длине режущей кромки, которая превышает глубину резания единичным зерном круга в сотни раз. Принято допущение, что зона сдвига имеет форму параллелограмма, так как температурно-скоростные параметры процесса шлифования (скорость резания 30–60 м/с и температура 600–1500 °С) делают состояние металла схожим с идеально-пластическим, а зона сдвига сужается в тонкую полоску и не имеет клиновидной формы, как при прочих видах резания. По данным источника [1], толщина  $m$  зоны сдвига равна 1–5 мкм. В результате для условий свободного резания также сделаны допущения, что в зоне сдвига, имеющей форму параллелограмма (рис. 1), величины интенсивности напряжений  $\sigma$  и интенсивности

скорости деформации  $\dot{\epsilon}$  в среднем постоянны. Сдвиг металла в зоне резания производится из условия, что абразивное зерно абсолютно острое, длина его режущей кромки равна  $b_j$ , а длина площадки затупления по задней грани равна нулю, т. е.  $l_j = 0$ .

Площадь зоны сдвига можно описать толщиной  $m$  самой зоны, глубиной среза  $a_s$  и углом сдвига  $\beta_1$  (рис. 1). Работа абсолютно острого абразивного зерна шлифовального круга затрачивается на пластическую деформацию металла объемом  $\omega_j$  в зоне сдвига за время сдвига  $\Delta t$  при прохождении вершины острого зерна круга расстояния  $h_j$  (на рис. 1 – расстояние между точками  $O$  и  $O_1$ ) со скоростью  $V_k$ . Объем снимаемой стружки (рис. 1 и 2, а) состоит из множества объемов  $\omega_j$ .

Применительно к сдвигу элементарного объема металла  $\omega_j$  в зоне резания, совершаемому  $j$ -м зерном круга, преобразуем выражение (1) для расчета работы  $A_j$ , затрачиваемой на пластическую деформацию объема металла  $\omega_j$  (рис. 1):

$$A_j = \sigma \epsilon \iiint_{\omega} d\omega = \sigma \epsilon \omega. \quad (3)$$

Выразим мощность  $N_j$  деформации металла в зоне сдвига через приращение элементарного

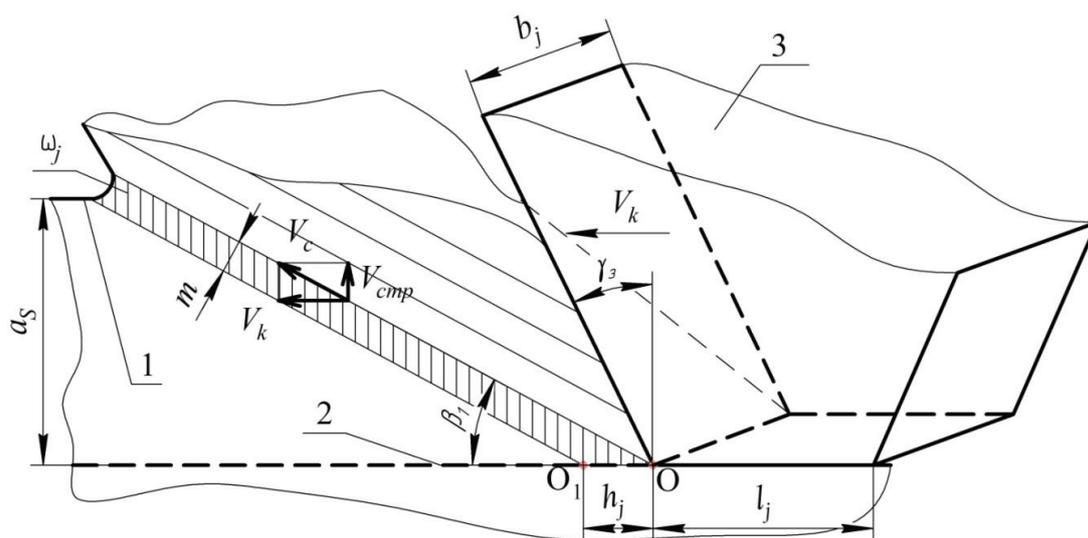


Рис. 1. Расчетная схема пластической деформации в зоне сдвига при резании единичным зерном:

1 – наружная поверхность металла; 2 – траектория перемещения режущего зерна; 3 – режущее зерно

Fig. 1. Calculation model of plastic deformation in the shear zone when cutting with a single grain:

1 – outer metal surface; 2 – cutting grain motion pattern; 3 – cutting grain

объема металла  $\omega_j$  и элементарного времени сдвига  $\Delta t$ :

$$N_j = \frac{dA}{dt} = \sigma \dot{\epsilon} \frac{d\omega}{dt} = \sigma \dot{\epsilon} \omega_j, \quad (4)$$

при условии, что

$$\omega_j = \frac{a_s m b_j}{\sin \beta_1}, \quad (5)$$

где  $a_s$  – толщина среза острым единичным зерном (рис. 1 и 2, б), м;  $m$  – толщина зоны сдвига металла в зоне резания, м;  $\beta_1$  – угол наклона условной плоскости сдвига, град. (рис. 2, б);  $b_j$  – длина режущей кромки единичного абразивного зерна, м;  $N_j$  – мощность деформации объема металла  $\omega_j$  в зоне сдвига, Н · м/с (Вт).

Тогда формула (4) примет следующий вид:

$$N_j = \sigma \dot{\epsilon} \frac{a_s m b_j}{\sin \beta_1}. \quad (6)$$

Пластическая деформация объема металла  $\omega_j$  в зоне сдвига совершается в результате действия тангенциальной составляющей силы резания  $P_{ZSj}$  абсолютно острого зерна. Поэтому мощность деформации  $N_j$  равна мощности действия силы  $P_{ZSj}$ . Из схемы среза при резании условно острым зерном (рис. 2, б) выразим мощность  $N_j$ :

$$N_j = R_{Sj} V_k \cos \beta = P_{ZSj} V_k, \quad (7)$$

где  $R_{Sj}$ ,  $P_{ZPj}$  – соответственно равнодействующая и тангенциальная составляющие силы резания острого зерна, Н;  $V_k$  – скорость круга, м/с;  $\beta$  – угол между  $R_{Sj}$  и вектором  $V_k$  (рис. 2, б), град.

Найдем тангенциальную составляющую силы резания единичным зерном, приравняв формулы (6) и (7):

$$P_{ZPj} = \sigma \dot{\epsilon} \frac{a_s m b_j}{V_k \sin \beta_1}. \quad (8)$$

Радиальная составляющая силы резания  $P_{YPj}$  единичным зерном может быть найдена по формуле

$$P_{YPj} = R_{Sj} \sin \beta = P_{ZPj} \operatorname{tg} \beta; \quad (9)$$

$$P_{YPj} = \sigma \dot{\epsilon} \frac{a_s m b_j}{V_k \sin \beta_1} \operatorname{tg} \beta. \quad (10)$$

В процессе шлифования абразивные зерна круга затупляются с образованием площадки  $l_j$  на задней грани. Площадка затупления препятствует внедрению абразивного зерна в металл в процессе резания. Поэтому возникает допол-

нительная радиальная сила  $P_{YTj}$ , необходимая для заглубления затупленного зерна (рис. 2, б), без которого невозможен сдвиг металла. В процессе резания происходит трение площадки затупления зерна по поверхности металла. В результате возникает дополнительная тангенциальная сила  $P_{ZTj}$ . Поэтому появляется необходимость учета влияния площадки затупления на общую силу радиальную силу резания  $P_{Yj}$  и тангенциальную силу  $P_{Zj}$ .

За основу примем модель схемы силы резания, действующей на абразивное зерно с площадкой затупления (рис. 1 и 2, а). На рис. 2, а представлена кинематическая схема плоского шлифования. Отметим, что многие элементы на рис. 2, а для наглядности показаны условно и увеличены в размерах (риски, абразивные зерна и др.).

Составим уравнения для нахождения составляющих силы резания зернами круга (рис. 2, б [1]):

$$P_{Yj} = P_{YPj} + P_{YTj}; \quad (11)$$

$$P_{Zj} = P_{ZPj} + P_{ZTj}. \quad (12)$$

Учтем влияние площадки затупления абразивного зерна на составляющие сил резания, получающиеся от воздействия силы трения [1]:

$$P_{YTj} = \frac{\sigma}{3} b_j l_j; \quad (13)$$

$$P_{ZTj} = \mu P_{YTj} = \mu \frac{\sigma}{3} b_j l_j, \quad (14)$$

где  $\mu$  – коэффициент трения абразивного зерна по обрабатываемому материалу;  $l_j$  – длина площадки затупления зерна, м.

Подставим выражения (9), (10), (13) и (14) в формулы (11) и (12) и получим

$$P_{Yj} = \sigma \dot{\epsilon} \frac{a_s m b_j}{V_k \sin \beta_1} \operatorname{tg} \beta + \frac{\sigma}{3} b_j l_j; \quad (15)$$

$$P_{Zj} = \sigma \dot{\epsilon} \frac{a_s m b_j}{V_k \sin \beta_1} + \mu \frac{\sigma}{3} b_j l_j. \quad (16)$$

Формулы (15) и (16) представляют собой модели расчета радиальной и тангенциальной составляющих силы резания при пластической деформации объема металла в зоне сдвига затупленным единичным зерном круга. Причем в моделях (15) и (16) составляющие силы резания выражены не через параметры станочных режимов резания кругом в целом (подачи на



Поскольку съём металла в процессе плоского шлифования осуществляется одновременно несколькими зёрнами (группой единичных зёрен) в зоне контакта круга с заготовкой, то выполним преобразование параметров микрорезания множества зёрен в режимные параметры круга в целом, исходя из условия обеспечения равенства работ по съёму одинакового объема металла зёрнами и кругом в целом. Другими словами, примем, что объем металла  $W_{пр}$ , снимаемый за время одного хода стола с заготовки совокупностью единичных абразивных зёрен, равен этому же объёму металла  $W_{пр}$ , снимаемому шлифовальным кругом в целом (рис. 3). Для выполнения такого преобразования примем следующие допущения.

1. Объём металла  $W_{пр}$ , снимаемого с заготовки, равен сумме всех объёмов  $W_{зоны}$  металла в зоне сдвига, т. е.  $W_{пр} = W_{зоны}$  (рис. 3).

2. Поскольку объём срезаемой стружки состоит из множества слоев сдвига металла в зоне резания, то общий объём металла стружки  $W_{стр} = W_{зоны}$  и тоже равен  $W_{пр} = W_{стр} = W_{зоны}$  (рис. 3).

3. Объём металла  $W_{пр}$  определяется длиной заготовки  $L$  (мм), шириной рабочей поверхности

круга  $B$  (мм) и подачей на глубину  $S_{z,i}$  (мм/раб. ход), т. е. (рис. 3):

$$W_{пр} = S_{z,i} LB = W_{стр} = W_{зоны}. \quad (17)$$

4. Сумма сил резания от всех режущих зёрен, находящихся в данный момент времени в зоне контакта круга с заготовкой, равна силе резания для круга в целом:

$$P_Z = P_{\Sigma ZP} + P_{\Sigma ZT} = \sum_{j=1}^J P_{ZPj} + \sum_{j=1}^J P_{ZTj}; \quad (18)$$

$$P_Y = P_{\Sigma YP} + P_{\Sigma YT} = \sum_{j=1}^J P_{YPj} + \sum_{j=1}^J P_{YTj}, \quad (19)$$

где  $P_Y, P_Z$  – соответственно радиальная и тангенциальная составляющие силы резания при шлифовании кругом в целом;  $P_{\Sigma YP}, P_{\Sigma ZP}$  – соответственно радиальная и тангенциальная составляющие силы резания при шлифовании кругом в целом, когда все зёрна абсолютно острые;  $P_{\Sigma YP}, P_{\Sigma ZT}$  – соответственно радиальная и тангенциальная составляющие силы резания от площадок затупления при шлифовании кругом в целом.

5. Допущение о равенстве работ, затрачиваемых на снятие одного и того же объёма металла

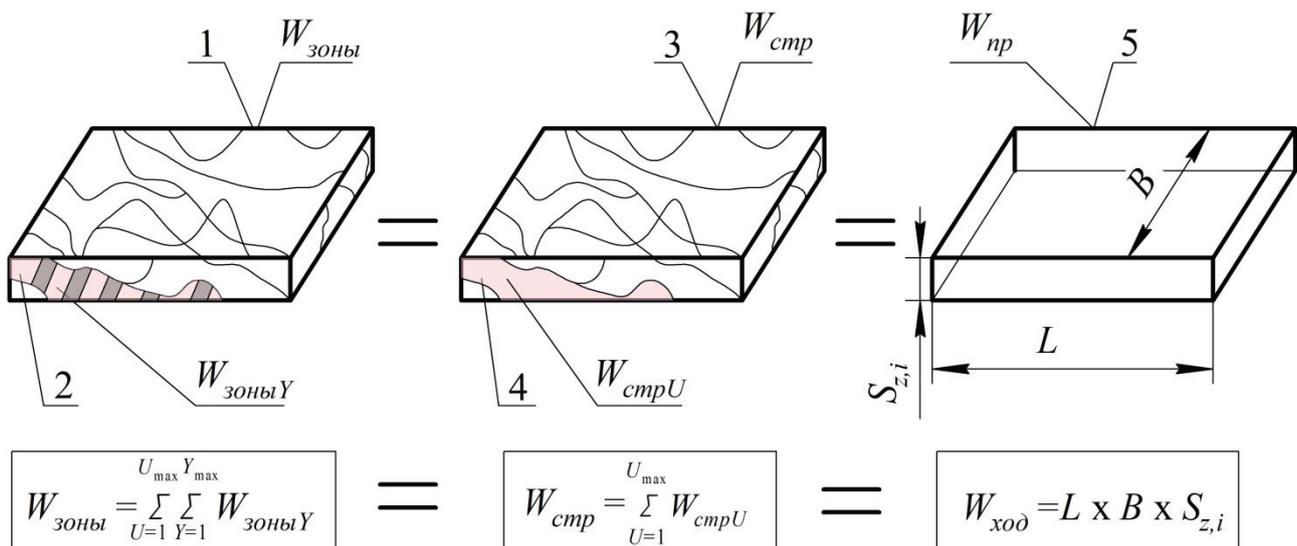


Рис. 3. Равенство объемов снимаемого металла в зонах сдвига, стружке и заготовке:

1 – общий объём металла, находящегося в зонах сдвига; 2 – объём металла, находящегося в зоне сдвига; 3 – общий объём снимаемой стружки; 4 – объём стружки, срезаемой единичным зёрном; 5 – общий объём металла, снимаемого за один ход стола

Fig. 3. The equality of volumes of metal being removed in shear zones, in the chips, and in the workpiece: 1 – the total volume of metal in the shear zones; 2 – the volume of metal in the shear zone; 3 – the total volume of chips being removed; 4 – the volume of chips cut by a single grain; 5 – the total amount of metal being removed during one pass of the table

$W_{\text{пр}}$  совокупностью единичных абразивных зерен и шлифовальным кругом в целом.

На рис. 3  $U_{\text{max}} (Y_{\text{max}})$  – максимально возможное количество стружек (зон сдвигов).

Установим взаимосвязь работ по снятию объема металла  $W_{\text{пр}}$  отдельно для группы зерен и для круга в целом. В соответствии со структурой модели (12) силы резания  $P_{Zj}$  для единичного зерна общая работа  $A_j$  (Н · м), совершаемая силой резания  $P_{Zj}$ , состоит из работы  $A_{Pj}$ , совершаемой силой  $P_{ZPj}$ , и работы  $A_{Tj}$ , совершаемой силой  $P_{ZTj}$ :

$$A_j = A_{Pj} + A_{Tj}. \quad (20)$$

Аналогично общая работа  $A_{\Sigma}$  от тангенциальной составляющей силы резания для круга в целом состоит из работы  $A_{\Sigma P}$ , суммарно совершаемой силами  $P_{ZPj}$  от всех режущих зерен круга в зоне контакта, и работы  $A_{\Sigma T}$ , суммарно совершаемой силами  $P_{ZTj}$  от всех режущих зерен круга в зоне контакта:

$$A_{\Sigma} = A_{\Sigma P} + A_{\Sigma T}. \quad (21)$$

Тогда суммы работ от сил резания единичных зерен равны работе круга в целом от общей силы резания. Найдем работу по пластической деформации металла в зоне сдвига, которая совершается силой  $P_{ZPj}$  на расстоянии  $L$  длины обрабатываемой поверхности (рис. 2, а):

$$A_{Pj} = P_{ZPj} L = \sigma \dot{\varepsilon} \frac{a_s m b_j}{V_k \sin \beta_1} L = \sigma \dot{\varepsilon} \frac{\omega_j}{V_k} L, \quad (22)$$

$$\begin{aligned} A_{\Sigma P} &= \sum_{j=1}^J A_{Pj} = L \sum_{j=1}^J P_{ZPj} = \\ &= \frac{\sigma \dot{\varepsilon} L}{V_k} \sum_{j=1}^J \frac{a_s m b_j}{\sin \beta_1} = \frac{\sigma \dot{\varepsilon} L}{V_k} \sum_{j=1}^J \omega_j = \frac{\sigma \dot{\varepsilon} L W_{\text{пр}}}{V_k}, \quad (23) \end{aligned}$$

где  $L$  – длина обрабатываемой поверхности, м;  $\omega_j$  – объем снимаемого металла при резании  $j$ -м единичным зерном, м<sup>3</sup>.

Для установления связи работы  $A_{\Sigma P}$ , совершаемой по съему металла абсолютно острыми зернами, необходимо найти общий энергетический параметр, присущий единичным зернам и кругу в целом. Таким общим параметром является скорость съема металла  $Q$ , м<sup>3</sup>/с. При резании  $j$ -м единичным зерном скорость съема металла  $Q_j$  равна отношению объема металла  $\omega_j$  в зоне сдвига к времени его деформации за время сдвига  $\Delta t$ , которое соответствует про-

хождению острого зерна расстояния  $h_j$  со скоростью  $V_k$ :

$$Q_j = \frac{\omega_j}{\Delta t}, \quad (24)$$

$$\text{при } \dot{\varepsilon} = \frac{\varepsilon}{\Delta t}, \quad (25)$$

где  $Q_j$  – скорость съема металла при резании  $j$ -м единичным зерном, м<sup>3</sup>/с;  $\Delta t$  – время деформации объема металла  $\omega_j$  за время сдвига, с.

Учтем формулы (24) и (25) в уравнении и получим

$$A_{\Sigma P} = \frac{\sigma \dot{\varepsilon} L}{V_k} \sum_{j=1}^J \omega_j = \frac{\sigma \dot{\varepsilon} L}{V_k} \sum_{j=1}^J Q_j. \quad (26)$$

Сумма скоростей съема металла группой зерен, находящихся в зоне контакта круга с заготовкой, равна скорости съема металла кругом в целом:

$$Q_{\text{кр}} = \sum_{j=1}^J Q_j, \quad (27)$$

где  $Q_{\text{кр}}$  – скорость съема металла кругом в целом, м<sup>3</sup>/с.

Тогда формула (4) примет следующий вид:

$$A_{\Sigma P} = \frac{\sigma \dot{\varepsilon} L}{V_k} Q_{\text{кр}}. \quad (28)$$

При съеме металла кругом в целом скорость съема  $Q_{\text{кр}}$  металла равна отношению объема металла  $W_{\text{пр}}$ , соответствующего слою металла с высотой, равной врезной радиальной подаче, длиной – длине обрабатываемой поверхности, шириной – ширине шлифования, равной или меньше высоты шлифовального круга (рис. 3), к времени, за которое снимается объем металла  $W_{\text{пр}}$  (времени хода стола без учета перебегов), при скорости стола  $V_{\text{ст}}$  (м/мин):

$$Q_{\text{кр}} = \frac{W_{\text{пр}}}{t_{\text{ст}}} = \frac{S_z, i B L}{t_{\text{ст}}} = S_z, i B V_{\text{ст}}, \quad (29)$$

или при  $t_{\text{ст}} = \frac{L}{V_{\text{ст}}}$ :

$$Q_{\text{кр}} = S_z, i B V_{\text{ст}}, \quad (30)$$

где  $t_{\text{ст}}$  – время хода стола на длину заготовки  $L$ , с.

После подстановки выражения (29) в уравнение (28) получим

$$A_{\Sigma P} = \frac{\sigma \dot{\varepsilon} L}{V_k} S_z, i B V_{\text{ст}}. \quad (31)$$

Тогда работу  $A_{\Sigma P}$ , совершаемую абсолютно острыми зернами круга по пластической деформации металла в зоне резания, можно записать в следующем виде при съеме металла кругом в целом:

$$A_{\Sigma P} = P_{ZP} L = \frac{\sigma \varepsilon L}{V_k} S_{z,i} B V_{\text{ст}}. \quad (32)$$

Найдем для абсолютно острого круга в целом тангенциальную составляющую силы резания  $P_{ZP}$ :

$$P_{ZP} = \frac{\sigma \varepsilon S_{z,i} B V_{\text{ст}}}{V_k}. \quad (33)$$

Установим взаимосвязь работ, совершаемых силами трения затупленными зернами, отдельно для единичного зерна и для круга в целом (у которого зерна имеют площадку затупления):

$$A_{Tj} = P_{ZTj} L = \frac{\sigma b_j l_j \mu}{3} L. \quad (34)$$

После суммирования по всем зернам получим формулу работы силы трения:

$$\begin{aligned} A_{\Sigma T} &= \sum_{j=1}^J A_{Tj} = \sum_{j=1}^J P_{ZTj} L = \frac{\sigma \mu}{3} L \sum_{j=1}^J b_j l_j = \\ &= \frac{\sigma \mu}{3} L \sum_{j=1}^J f_j = \frac{\sigma \varepsilon L}{V_k} F_{\text{тр}}, \end{aligned} \quad (35)$$

$$F_{\text{тр}} = \sum_{j=1}^J f_j, \quad (36)$$

где  $f_j$  – площадь площадки затупления единичного зерна,  $\text{м}^2$ ;  $F_{\text{тр}}$  – сумма площадей площадок затупления единичных зерен,  $\text{м}^2$ ;

$$A_{\Sigma T} = P_{ZT} L = \frac{\sigma \mu}{3} \eta B L_K L; \quad (37)$$

$$P_{ZT} = \sum_{j=1}^J P_{ZTj}, \quad (38)$$

где  $\eta$  – степень затупления круга;  $P_{ZT}$  – тангенциальная составляющая силы резания кругом в целом, возникающая при трении, Н [30]:

$$P_{ZT} = \frac{\sigma \mu}{3} \eta B L_K, \quad (39)$$

$$L_K = \sqrt{D S_{z,i}}, \quad (40)$$

где  $L_K$  – длина дуги контакта для плоского шлифования, м;  $D$  – диаметр шлифовального круга, м.

Тогда тангенциальную составляющую силы резания можно будет найти как

$$P_Z = \frac{\sigma \varepsilon V_{\text{ст}} B S_{z,i}}{V_k} + \frac{\sigma \mu \eta B}{3} \sqrt{D S_{z,i}}. \quad (41)$$

Аналогичным способом получим формулу для радиальной составляющей силы резания:

$$P_Y = \frac{\sigma \varepsilon V_{\text{ст}} B S_{z,i}}{V_k} \text{tg} \beta + \frac{\sigma \eta B}{3} \sqrt{D S_{z,i}}. \quad (42)$$

В работе [30] доказано, что  $\text{tg} \beta \approx 0,68$  и  $\varepsilon \approx 2,8$ . Учтем полученные значения в формулах (41) и (42). В результате получим

$$P_Z = 2,8 \frac{\sigma V_{\text{ст}} B S_{z,i}}{V_k} + \frac{\sigma \mu \eta B}{3} \sqrt{D S_{z,i}}; \quad (43)$$

$$P_Y = 1,9 \frac{\sigma V_{\text{ст}} B S_{z,i}}{V_k} + \frac{\eta B \sigma}{3} \sqrt{D S_{z,i}}. \quad (44)$$

Экспериментальное доказательство адекватности описанной выше модели силы резания, возникающей в процессе плоского шлифования, производилась в лаборатории университета на плоскошлифовальном станке 3Л722А с использованием комплекта оборудования для регистрации и анализа сил резания KISTLER. Плоскошлифовальный станок 3Л722А позволяет производить обработку периферией круга на прямоугольном столе, что соответствует рассматриваемому в данной статье виду плоского шлифования. Используемый динамометр модели 9257В фирмы KISTLER имеет технические возможности, соответствующие требованиям проводимых испытаний. При этом точность данного прибора составляет  $\pm 3,5\%$  и является достаточной для проводимых измерений.

В ходе эксперимента осуществлялось измерение радиальной составляющей силы резания как наиболее значимой для точности обработки (рис. 4). Экспериментальная проверка проводилась на образцах с размерами  $500 \times 20 \times 20$  (длина  $\times$  ширина  $\times$  высота) из материала стали 45, также использовался круг с размерами  $500 \times 20 \times 203$  мм и с наиболее распространенной характеристикой – 25AF40L10V. Отметим, что разработанная силовая модель позволяет учитывать круги различной характеристики.

Для измерения силы резания использовался датчик, сигналы с которого поступали по двум модулям. В дальнейшем полученные цифровые

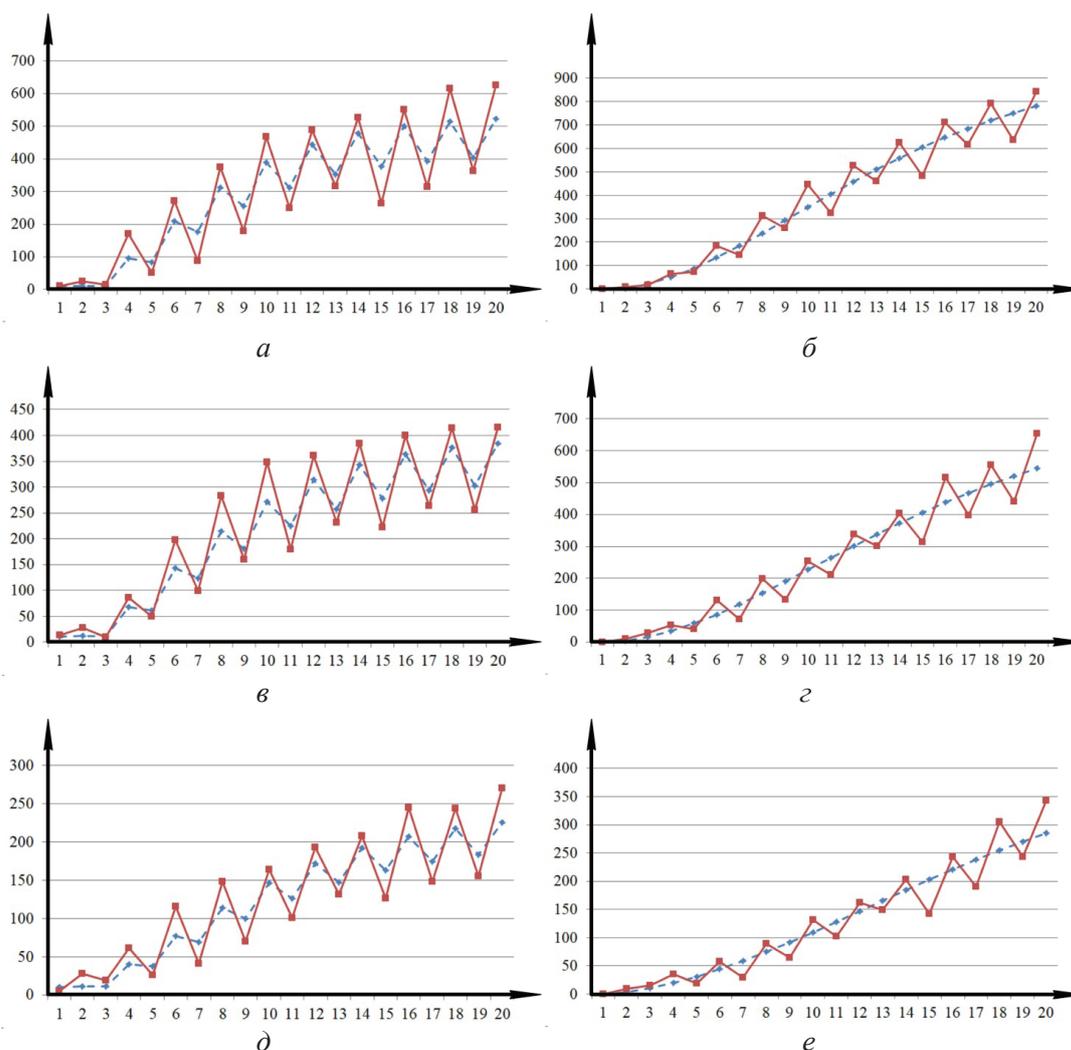


Рис. 4. Зависимость радиальной составляющей силы резания от порядкового номера хода стола с заготовкой при случае РХ-ХХ ( $V_{\text{ст}} = 10$  м/мин и  $S_{z,i} = 0,024$  (а), 0,018 (б), 0,011 (в) м/раб. ход) и ( $V_{\text{ст}} = 10$  м/мин и  $S_{z,i} = 0,024$  (г), 0,018 (д), 0,011 (е) м/раб. ход): вертикальная ось на графиках – радиальная составляющая силы резания, Н; горизонтальная ось на графиках – порядковый номера хода стола; сплошная линия – расчетные значения силы резания; штриховая линия – экспериментальные значения силы резания

Fig. 4. The relationship between the radial component of the cutting force and the sequential number of the table pass with the workpiece at РХ-ХХ ( $V_{\text{table}} = 10\text{m/min}$  and  $S_{\text{rad}} = 0.024$  (a), 0.018 (б), 0.011 (в) m/pass) and ( $V_{\text{table}} = 10\text{m/min}$  and  $S_{\text{rad}} = 0.024$  (г), 0.018 (д), 0.011 (е) m/pass):

vertical axis on the graphs is the radial component of the cutting force, N; horizontal axis on the graphs is the sequence number of the table stroke; solid line – calculated values of cutting force; dashed line – experimental values of cutting force

сигналы обрабатывались на персональном компьютере. Отметим, что настройка системы измерения осуществлялась на станке в пределах от 0 до 3 кН. На рис. 4 представлены результаты эксперимента в формате графиков, отражающих зависимость радиальной составляющей силы резания от изменения различных параметров режима резания. В среднем различие между расчетными значениями и экспериментальными

данными составило 10 %. В результате можно сделать вывод, что описанная выше модель расчета силы резания для операций плоского шлифования является адекватной.

### Результаты и их обсуждение

Полученные аналитические выражения (43) и (44) представлены в инженерном виде, что дает возможность их практического использо-

вания для расчета силы резания, действующей в процессе плоского шлифования, с учетом режима резания, характеристики, диаметра и ширины круга, физико-механических свойств заготовки и многих других параметров. Первые слагаемые уравнений (43) и (44) учитывают силу резания, необходимую для пластической деформации металла в зоне сдвига (силу, идущую на сьем металла). Вторые слагаемые учитывают силу резания, необходимую для преодоления силы трения, возникающую из-за площадок затупления на зернах. Поэтому в дальнейшем представленная силовая модель будет являться основой для аналитической модели расчета глубины резания, позволяющий прогнозировать изменение технического размера и его погрешности.

Нахождение составляющих силы резания становится возможным двумя способами. Первый способ основывается на равенстве объемов металлов, снимаемых за один ход заготовки совокупностью единичных режущих зерен и шлифовальным кругом в целом (изложен в настоящей статье). Второй способ учитывает равенство интенсивностей съема металла шлифовальным кругом в целом и режущими зернами, контактирующими с заготовкой в текущий момент времени.

Оба подхода основываются на энергетическом балансе, предложенном С.Н. Корчаком, о равенстве работ, затрачиваемых на сьем металла с обрабатываемой поверхности заготовки единичными абразивными зернами и шлифовальным кругом в целом. Иначе говоря, на равенстве работ по объему снимаемого металла и равенстве по скорости съема припуска единичными абразивными зернами и шлифовальным кругом в целом.

В работе [31] более подробно рассмотрен алгоритм применения второго способа вывода модели составляющих силы резания, который базируется на равенстве интенсивности съема металла шлифовальным кругом в целом интенсивности съема металла режущими абразивными зернами, расположенными в зоне контакта круга с деталью. Отметим, что уравнения модели силы резания, полученные разными способами (по условиям равенства интенсивности или объемов снимаемого металла), являются идентичными. В результате можно сказать, что рассматриваемые аналитические модели силы

резания, построенные на общих допущениях и подходах, которые основаны на научных изысканиях С.Н. Корчака, связанных с теорией резания и пластического деформирования металла, достоверны вне зависимости от условия равенства интенсивности или объемов снимаемого металла.

Полученная аналитическая модель расчета силы резания, базирующаяся на равенстве скорости съема и объемов удаляемого металла кругом в целом и единичными зернами, находящимися в зоне контакта круга с заготовкой, экспериментально подтвердилась, что говорит о ее адекватности.

## Выводы

1. В настоящий момент по причине отсутствия адекватных аналитических моделей расчета силы и глубины резания для операций плоского шлифования в САМ-системе различных производителей при проектировании операции режимы резания назначаются вручную.

2. Отсутствие систем автоматического расчета режимов резания для операций плоского шлифования с ЧПУ (цифрового инструмента для САМ-системы) является научно-технической проблемой. Для ее решения необходима разработка аналитической модели силы резания, в которой установлена взаимосвязь между силой и глубиной среза металла единичными зернами со снимаемым припуском и силой резания, возникающей при шлифовании кругом в целом.

3. В качестве решения описанной выше проблемы предложена аналитическая модель расчета силы резания при плоском шлифовании, устанавливающая взаимосвязь силы резания с глубиной резания и объемами снимаемого металла единичными зернами и кругом в целом на основе интеграции микрообъемов и микросил при срезе металла зернами круга.

4. Проведено математическое моделирование взаимосвязи между силой резания и режимами резания с параметрами микрорезания группой единичных зерен на основе равенства работ при снятии металла одного объема.

5. Представленная в настоящей статье модель силы резания, возникающей в процессе плоского шлифования, получила подтверждение экспериментальным путем и совпала с моделью силы



резания, которая также базируется на допущениях С.Н. Корчака и основывается на равенстве интенсивности съема металла шлифовальным кругом в целом и единичными зернами, находящимися в зоне контакта круга с заготовкой.

6. Практическим применением разработанной модели силы резания станет цифровой двойник операции плоского шлифования, позволяющий производить не только прогнозирование стабильности показателей точности и качества обрабатываемой поверхности, но и оптимизацию проектируемой операции с назначением оптимальных циклов параметров режима резания и других входных параметров (например, характеристик абразивного инструмента), что имеет большое практическое значение для цифровизации технологической подготовки производства.

### Список литературы

1. Корчак С.Н. Производительность процесса шлифования. – М.: Машиностроение, 1974. – 280 с.
2. Зубарев Ю.М., Приемывшев А.В. Теория и практика повышения эффективности шлифования материалов. – СПб.: Лань, 2010. – 304 с. – ISBN 978-5-8114-0973-0.
3. Филимонов Л.Н. Высокоскоростное шлифование. – Л.: Машиностроение, 1979. – 248 с.
4. Николаенко А.А. Моделирование обеспечения точности обработки при плоском глубинном шлифовании периферией круга // Технология машиностроения. – 2011. – № 5. – С. 57–59.
5. Кошин А.А., Шипулин Л.В. Стохастические модели температурных и силовых явлений, происходящих при шлифовании, и их реализация средствами параллельных вычислений // Вестник ЮУрГУ. Серия: Математическое моделирование и программирование. – 2012. – № 18 (277). – С. 20–31.
6. Королев А.В., Новоселов Ю.К. Теоретико-вероятностные основы абразивной обработки. Ч. 2. Взаимодействие инструмента и заготовки при абразивной обработке. – Саратов: Изд-во Сарат. ун-та, 1989. – 160 с.
7. Новоселов Ю.К. Динамика формообразования поверхностей при абразивной обработке. – Севастополь: Изд-во СевНТУ, 2012. – 304 с. – ISBN 978-617-612-051-3.
8. Лоладзе Т.Н. Силы резания при шлифовании металлов // Металлообработка. – 2002. – № 1. – С. 3–8.
9. Мишин В.Н., Балашов В.Н. Силы, возникающие при шлифовании // Автомобильная промышленность. – 2010. – № 10. – С. 26–29.
10. Garitaonandia I., Fernandes M.H., Albizuri J. Dynamic model of a centerless grinding machine based on an updated FE model // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2008. – Vol. 48 (7–8). – P. 832–840. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2007.12.001.
11. Tawakolia T., Reinecke H., Vesali A. An experimental study on the dynamic behavior of grinding wheels in high efficiency deep grinding // Procedia CIRP. – 2012. – Vol. 1. – P. 382–387. – DOI: 10.1016/j.procir.2012.04.068.
12. Dynamic modeling and simulation of a non-linear, non-autonomous grinding system considering spatially periodic waviness on workpiece surface / J. Jung, P. Kim, H. Kim, J. Seok // Simulation Modeling Practice and Theory. – 2015. – Vol. 57. – P. 88–99. – DOI: 10.1016/j.simpat.2015.06.005.
13. Yu H., Wang J., Lu Y. Modeling and analysis of dynamic cutting points density of the grinding wheel with an abrasive phyllotactic pattern // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2016. – Vol. 86. – P. 1933–1943. – DOI: 10.1007/s00170-015-8262-0.
14. Guo J. Surface roughness prediction by combining static and dynamic features in cylindrical traverse grinding // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2014. – Vol. 75. – P. 1245–1252. – DOI: 10.1007/s00170-014-6189-5.
15. A time-domain surface grinding model for dynamic simulation / M. Leonesio, P. Parenti, A. Cassinari, G. Bianchi, M. Monno // Procedia CIRP. – 2012. – Vol. 4. – P. 166–171. – DOI: 10.1016/j.procir.2012.10.030.
16. Li H., Shin Y.C. A time-domain dynamic model for chatter prediction of cylindrical plunge grinding // Journal of Manufacturing Science and Engineering. – 2006. – Vol. 128 (2). – P. 404–415. – DOI: 10.1115/1.2118748.
17. Patnaik D., Vijayender S., Paruchur V.R. A new model for grinding force prediction and analysis // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2010. – Vol. 50. – P. 231–240. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2009.12.004.
18. Zhang N., Kirpitchenko I., Liu D.K. Dynamic model of the grinding process // Journal of Sound and Vibration. – 2005. – Vol. 280. – P. 425–432. – DOI: 10.1016/j.jsv.2003.12.006.
19. Lajmert P., Sikora V., Ostrowski D. A dynamic model of cylindrical plunge grinding process for chatter phenomena investigation // MATEC Web of Conferences. – 2018. – Vol. 148. – P. 09004. – DOI: 10.1051/mateconf/201814809004.
20. Estimation of dynamic grinding wheel wear in plunge grinding / M. Ahrens, J. Damm, M. Dagen, B. Denkena, T. Ortmaier // Procedia CIRP. – 2017. – Vol. 58. – P. 422–427. – DOI: 10.1016/j.procir.2017.03.247.

21. Influence of cutting parameters on surface hardening of 52100 steel in flat grinding process / M.O. Gomes, L.M. Neto, R.B. Pereira, L.C. Brandão // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2018. – Vol. 96. – P. 1–3. – DOI: 10.1007/s00170-018-1656-z.
22. Impact of cutting speed on grinding wheel wear and cutting force when grinding / T. Bakša, J. Farsky, O. Hronek, M. Zetek // *Manufacturing Technology*. – 2018. – Vol. 18 (5). – P. 699–703. – DOI: 10.21062/ujep/163.2018/a/1213-2489/MT/18/5/699.
23. Nadolny K., Plichta J., Balasz B. Application of computer modeling and simulation for designing of grinding wheels with zone-diversified structure // *Management and Production Engineering Review*. – 2010. – Vol. 1 (4). – P. 38–45.
24. Воронов С.А., Вэйдун М.А. Математическое моделирование процесса плоского шлифования // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. – 2017. – № 4. – С. 85–94.
25. Составляющие силы резания плоского врезного шлифования титанового сплава высокоструктурными кругами / С.В. Носенко, В.А. Носенко, Н.Д. Сердюков, А.С. Кузнецова // *Известия Волгоградского государственного технического университета*. – 2017. – № 5. – С. 36–40.
26. Даниленко М.В. Разработка динамической математической модели силы резания с учетом влияния износа шлифовального круга: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.08. – Волгоград, 2018. – 175 с.
27. Li J., Yang R. // *Zuhe juchuang yu zidonghua jiagong jishu = Modular Machine Tool & Automatic Manufacturing Technique*. – 2012. – Vol. 6. – P. 92–95. – In Chinese.
28. Liu Y., Zhao H., Jing J., Wei S. // *Jinganshi yu moliaomoju gongcheng = Diamond and Abrasives Engineering*. – 2012. – Vol. 32 (4). – P. 55–59. – In Chinese.
29. Курдюков В.И. Основы абразивной обработки. – Курган: Изд-во Курган. гос. ун-та, 2014. – 195 с. – ISBN 978-5-4217-0254-2.
30. Переверзев П.П., Пименов Д.Ю. Модель силы резания при круглом врезном шлифовании с учетом затупления режущих зерен абразивного круга // *Трение и износ*. – 2016. – № 1 (37). – С. 76–82.
31. Акинцева А.В., Переверзев П.П. Аналитическая модель силы резания, возникающая в процессе плоского шлифования // *Машиностроительные технологические системы: сборник трудов Международной научно-технической конференции (METS 22)*. – Ростов н/Д., 2022. – С. 232–238.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2023 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Modeling the interrelation of the cutting force with the cutting depth and the volumes of the metal being removed by single grains in flat grinding

Alexandra Akintseva<sup>a, \*</sup>, Pavel Pereverzev<sup>b</sup>

South Ural State University, 76 Lenin Ave., Chelyabinsk, 454080, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-8881-8461>,  [akintsevaav@susu.ru](mailto:akintsevaav@susu.ru); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1416-8918>,  [pereverzevpp@susu.ru](mailto:pereverzevpp@susu.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 20 July 2023

Revised: 01 August 2023

Accepted: 15 August 2023

Available online: 15 December 2023

#### Keywords:

Cutting mode

Cutting force

Cutting depth

Volume of removed metal

Flat grinding

Cycle

Machining error

#### Funding

The research was carried out at the expense of the grant of the Russian Science Foundation № 22-29-00792.

### ABSTRACT

**Introduction.** The model for calculating the cutting force is the basis of the modules of CAM-systems related both to the predicting processing errors on metal-cutting machines for specified grinding conditions, and to the optimizing all parameters of the technological mode (parameters of cutting modes, cutting tools, etc.). However, due to the lack of an adequate model for calculating the cutting force presented in engineering form, such modules have not yet been developed not only for flat grinding operations, but also for all other types of metalworking. It is challenging to obtain an adequate cutting force model for flat grinding operations because it is necessary to establish the interrelation between the machine parameters of the macrocutting modes (feed, cutting speed) of the grinding wheel with the parameters of the microcutting modes — the sets of cutting grains of the wheel associated with the plastic deformation of the metal in the shear zone, microvolumes of the metal being removed and the geometry of the cutting part of the abrasive grains. **The purpose** of this work is to develop a force model establishing the interrelation of the cutting force with the cutting depth and the volumes of the metal being removed by single grains and the wheel as a whole on the basis of the integration of microvolumes and microforces when metal being removed by the wheel grains. **Research methods.** *The subject of the research* is the mathematical modeling of the interrelation between the cutting force and cutting modes with the parameters of microcutting by a group of single grains, based on the equality of work when metal being removed of the same volume. *The methodological basis of the research* is the connection between the work (energy) spent on the plastic deformation of metal by a single grain, the intensity of stresses, the intensity of deformation rates and the volume of the metal being removed by the wheel as a whole, established by S.N. Korchak. **Results and discussion.** *The result of the study* is an analytical model that reliably and adequately establishes the interrelation between the cutting force and the cutting depth, cutting modes, wheel characteristics, physical and mechanical properties of the processing material, and other main technological parameters. *The field of application of the results* is the possibility of using the cutting force calculation model, presented in this paper, as a basis for the development of a module for a CAM-system (a digital twin of the machining), which would allow to perform the calculation and design of optimal technological parameters of the flat grinding operation, as well as cutting modes testing according to the criterion of processing accuracy of a parts batch, considering the influence of various variable factors and real processing conditions within the manufacturing process.

**For citation:** Akintseva A.V., Pereverzev P.P. Modeling the interrelation of the cutting force with the cutting depth and the volumes of the metal being removed by single grains in flat grinding. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 6–21. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-6-21. (In Russian).

### References

1. Korchak S.N. *Proizvoditel'nost' protsessa shlifovaniya* [Productivity of the grinding process]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1974. 280 p.
2. Zubarev Yu.M., Priemyshev A.V. *Teoriya i praktika povysheniya effektivnosti shlifovaniya materialov* [Theory and practice of improving the efficiency of materials grinding]. St. Petersburg, Lan' Publ., 2010. 304 p. ISBN 978-5-8114-0973-0.

#### \* Corresponding author

Akintseva Alexandra V., Ph.D. (Engineering), Associate Professor  
 South Ural State University,  
 Lenin Ave., 76,  
 454080, Chelyabinsk, Russian Federation  
 Tel.: +7 (922) 633-56-57, e-mail: [akintsevaav@susu.ru](mailto:akintsevaav@susu.ru)

3. Filimonov L.N. *Vysokoskorostnoe shlifovanie* [High-speed grinding]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1979. 248 p.
4. Nikolaenko A.A. Modelirovanie obespecheniya tochnosti obrabotki pri ploskom glubinnom shlifovanii periferiei kruga [Simulation of ensuring the accuracy of processing in flat deep-feed grinding by the periphery of the circle]. *Tekhnologiya mashinostroeniya*, 2011, no. 5, pp. 57–59. (In Russian).
5. Koshin A.A., Shipulin L.V. Stokhasticheskie modeli temperaturnykh i silovykh yavlenii, proiskhodyashchikh pri shlifovanii, i ikh realizatsiya sredstvami parallel'nykh vychislenii [Temperature and force stochastic models in grinding processes and implementation of them by parallel computing]. *Vestnik YuUrGU. Seriya: Matematicheskoe modelirovanie i programmirovaniye = Bulletin of the South Ural State University. Series: Mathematical Modelling, Programming and Computer Software*, 2012, no. 18 (277), pp. 20–31.
6. Korolev A.V., Novoselov Yu.K. *Teoretiko-veroyatnostnye osnovy abrazivnoi obrabotki. Ch. 2. Vzaimodeistvie instrumenta i zagotovki pri abrazivnoi obrabotke* [Probability-theory approach to abrasive machining. Vol. 2. Tool-blank interaction in abrasive machining]. Saratov, Saratovskii Universitet Publ., 1989. 160 p.
7. Novoselov Yu.K. *Dinamika formoobrazovaniya poverkhnostei pri abrazivnoi obrabotke* [Dynamics of surface shaping during abrasive processing]. Sevastopol, SevNTU Publ., 2012. 304 p. ISBN 978-617-612-051-3.
8. Loladze T.N. Sily rezaniya pri shlifovanii metallov [Cutting forces when grinding metals]. *Metalloobrabotka = Metalworking*, 2002, no. 1, pp. 3–8.
9. Mishin V.N., Balashov V.N. Sily, voznikayushchie pri shlifovanii [Forces arising during grinding]. *Avtomobil'naya promyshlennost' = Automotive Industry*, 2010, no. 10, pp. 26–29.
10. Garitaonandia I., Fernandes M.H., Albizuri J. Dynamic model of a centerless grinding machine based on an updated FE model. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2008, vol. 48 (7–8), pp. 832–840. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2007.12.001.
11. Tawakolia T., Reinecke H., Vesali A. An experimental study on the dynamic behavior of grinding wheels in high efficiency deep grinding. *Procedia CIRP*, 2012, vol. 1, pp. 382–387. DOI: 10.1016/j.procir.2012.04.068.
12. Jung J., Kim P., Kim H., Seok J. Dynamic modeling and simulation of a nonlinear, non-autonomous grinding system considering spatially periodic waviness on workpiece surface. *Simulation Modeling Practice and Theory*, 2015, vol. 57, pp. 88–99. DOI: 10.1016/j.simpat.2015.06.005.
13. Yu H., Wang J., Lu Y. Modeling and analysis of dynamic cutting points density of the grinding wheel with an abrasive phyllotactic pattern. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, vol. 86, pp. 1933–1943. DOI: 10.1007/s00170-015-8262-0.
14. Guo J. Surface roughness prediction by combining static and dynamic features in cylindrical traverse grinding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 75, pp. 1245–1252. DOI: 10.1007/s00170-014-6189-5.
15. Leonesio M., Parenti P., Cassinari A., Bianchi G., Monno M. A time-domain surface grinding model for dynamic simulation. *Procedia CIRP*, 2012, vol. 4, pp. 166–171. DOI: 10.1016/j.procir.2012.10.030.
16. Li H., Shin Y.C. A time-domain dynamic model for chatter prediction of cylindrical plunge grinding. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2006, vol. 128 (2), pp. 404–415. DOI: 10.1115/1.2118748.
17. Patnaik D., Vijayender S., Paruchur V.R. A new model for grinding force prediction and analysis. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2010, vol. 50, pp. 231–240. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2009.12.004.
18. Zhang N., Kirpitchenko I., Liu D.K. Dynamic model of the grinding process. *Journal of Sound and Vibration*, 2005, vol. 280, pp. 425–432. DOI: 10.1016/j.jsv.2003.12.006.
19. Lajmert P., Sikora V., Ostrowski D. A dynamic model of cylindrical plunge grinding process for chatter phenomena investigation. *MATEC Web of Conferences*, 2018, vol. 148, p. 09004. DOI: 10.1051/mateconf/201814809004.
20. Ahrens M., Damm J., Dagen M., Denkena B., Ortmaier T. Estimation of dynamic grinding wheel wear in plunge grinding. *Procedia CIRP*, 2017, vol. 58, pp. 422–427. DOI: 10.1016/j.procir.2017.03.247.
21. Gomes M.O., Neto L.M., Pereira R.B., Brandão L.C. Influence of cutting parameters on surface hardening of 52100 steel in flat grinding process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 96, pp. 1–3. DOI: 10.1007/s00170-018-1656-z.
22. Bakša T., Farsky J., Hronek O., Zetek M. Impact of cutting speed on grinding wheel wear and cutting force when grinding. *Manufacturing Technology*, 2018, vol. 18 (5), pp. 699–703. DOI: 10.21062/ujep/163.2018/a/1213-2489/MT/18/5/699.
23. Nadolny K., Plichta J., Bałasz B. Application of computer modeling and simulation for designing of grinding wheels with zone-diversified structure. *Management and Production Engineering Review*, 2010, vol. 1 (4), pp. 38–45.

24. Voronov S.A., Veidun M. Mathematical modeling of the cylindrical grinding process. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2017, vol. 46 (4), pp. 394–403. DOI: 10.3103/S1052618817030177. Translated from *Problemy mashinostroeniya i nadezhnosti mashin*, 2017, no. 4, pp. 85–94.

25. Nosenko S.V., Nosenko V.A., Serdyukov N.D., Kuznetsova A.S. Sostavlyayushchie sily rezaniya ploskogo vreznoogo shlifovaniya titanovogo splava vysokostrukturnymi krugami [Components of the cutting force of the flat plunge grinding of titanium alloy with highly structured wheels]. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Izvestia of Volgograd State Technical University*, 2017, no. 5, pp. 36–40.

26. Danilenko M.V. *Razrabotka dinamicheskoi matematicheskoi modeli sily rezaniya s uchetom vliyaniya iznosa shlifoval'nogo kruga*. Diss. kand. tekhn. nauk [Development of a dynamic mathematical model of the cutting force considering the impact of grinding wheel wear. PhD eng. sci. diss.]. Volgograd, 2018. 175 p.

27. Li J., Yang R. *Zuhe juchuangyu zidonghua jiagong jishu = Modular Machine Tool & Automatic Manufacturing Technique*, 2012, no. 6, pp. 92–95. (In Chinese).

28. Liu Y., Zhao H., Jing J., Wei S. *Jinganshi yu moliaomozu gongcheng = Diamond and abrasives eng*, 2012, vol. 32, no. 4, pp. 55–59. (In Chinese).

29. Kurdyukov V.I. *Osnovy abrazivnoi obrabotki* [Basics of abrasive processing]. Kurgan, Kurgan State University Publ., 2014. 195 p. ISBN 978-5-4217-0254-2.

30. Pereverzev P.P., Pimenov D.Yu. A grinding force model allowing for dulling of abrasive wheel cutting grains in plunge cylindrical grinding. *Journal of Friction and Wear*, 2016, vol. 37 (1), pp. 60–65. DOI: 10.3103/S106836661601013X. Translated from *Trenie i iznos*, 2016, no. 1 (37), pp. 76–82.

31. Akintseva A.V., Pereverzev P.P. [Analytical model of the cutting force arising in the process of flat grinding]. *Mashinostroitel'nye tekhnologicheskie sistemy* [Machine-building technological systems]. Proceedings of the International Scientific and Technical Conference (METS 22). Rostov-on-Don, 2022, pp. 232–238. (In Russian).

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2023 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Систематический обзор технологий производства металлической пены

Шам Шарма<sup>1, a</sup>, Анураг Йоши<sup>1, b, \*</sup>, Йогендра Раджпут<sup>2, c</sup>

<sup>1</sup> Манипалский университет, Джайпур, Раджастан, 303007, Индия

<sup>2</sup> Инженерный колледж Раджкия, Майнпури, Уттар-Прадеш, 205119, Индия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1510-5871>, [shyamsunder.sharma@jaipur.manipal.edu](mailto:shyamsunder.sharma@jaipur.manipal.edu); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-8231-9423>, [anuragjoshi355@gmail.com](mailto:anuragjoshi355@gmail.com);

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-9662-0903>, [yogendrasingh.rajpoot@recmainpuri.in](mailto:yogendrasingh.rajpoot@recmainpuri.in)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 671.22

#### История статьи:

Поступила: 06 августа 2023

Рецензирование: 11 августа 2023

Принята к печати: 23 августа 2023

Доступно онлайн: 15 декабря 2023

#### Ключевые слова:

Прямое вспенивание расплавов

Порошковая металлургия

Технология осаждения

Пенообразующее вещество

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** В статье представлен всесторонний обзор методов производства, материалов, свойств и проблем, связанных с пенометаллами; особое внимание уделяется пенометаллам на основе алюминия и титана. Пористые пенометаллы вызывают интерес благодаря уникальному сочетанию низкой плотности, высокой жесткости и высокой способности поглощать энергию. Металлическая пена известна своим уникальным сочетанием физических и механических свойств, включая повышенную жесткость, удельную прочность при высоких температурах, легкий вес и эффективное поглощение энергии при относительно низкой площади текучести. Пенометалл широко используется в автомобильной, судостроительной и космической промышленности. Он имеет высокую пористость, низкую относительную плотность и высокую прочность, что повышает эксплуатационные характеристики изделия. В аэрокосмической и автомобильной промышленности требуется материал с высоким соотношением прочности и удельного веса. **Методы.** Для удовлетворения этой потребности было разработано множество методов производства металлической пены, таких как метод расплавления, метод осаждения и метод порошковой металлургии. Метод литья широко используется для производства металлической пены по сравнению с другими методами. **Результаты и обсуждение.** При производстве пенометаллов на основе алюминиевого сплава обычно используется метод прямого вспенивания расплавов. Гидрид титана ( $TiH_2$ ) был популярным пенообразующим веществом, но высокая скорость его разложения и ограничения по стоимости привели к разработке альтернативных пенообразователей, таких как  $CaCO_3$  (карбонат кальция). Титановую пену часто изготавливают, используя наполнитель для формирования пор. Этот метод включает смешивание титанового порошка с наполнителем, формирование заготовки, а затем спекание для удаления наполнителя и создания пористой структуры, поскольку метод, основанный на использовании наполнителя для формирования пор, позволяет точно контролировать свойства пены, такие как размер пор, пористость и относительную плотность. Результаты также показывают, что пористость пенометаллов может варьироваться от 50 до 95 %, что совпадает с данными из литературы. Пористые структуры могут включать в себя открытые и закрытые поры, а также их комбинацию, из-за чего различные участки материала обладают разными механическими и термическими свойствами. В различных литературных источниках также отмечается, что относительная плотность, которая представляет собой отношение плотности пенометалла к плотности порошкового материала, варьируется от 0,02 до 0,44 в зависимости от используемого метода производства.

**Для цитирования:** Шарма Ш.С., Йоши А., Раджпут Й.С. Систематический обзор технологий производства металлической пены // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 22–35. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-22-35.

## Введение

Во многих исследовательских работах пористые материалы называют новыми материалами. Первоначально о них сообщил де Меллер в 1925 году. В его патенте было предложено вспенивание легких металлов путем впрыски-

вания инертного газа или с использованием газообразующего вещества, газо-эвтектическая реакция и др. Эти процессы требуют больших капиталовложений и использования средств защиты, поскольку в процессе вспенивания выделяется газ [1]. Металлическую пену можно охарактеризовать как легкий материал с высокой жесткостью. Когда в жидкий металл добавляется газообразующее вещество и выделяются газы, которые после затвердевания улавливаются, мы получаем металлическую пену, напри-

#### \*Адрес для переписки

Йоши Анураг, к.т.н., доцент

Манипалский университет, Джайпур,

303007, Раджастан, Индия

Тел.: +91-9772844555, e-mail: [anuragjoshi355@gmail.com](mailto:anuragjoshi355@gmail.com)

мер алюминиевую. Интерес исследователей к разработке металлической пены заключается в получении уникальных свойств, таких как малый удельный вес, высокая газопроницаемость, высокая жесткость, низкая теплопроводность, электроизоляционные свойства и высокая ударопоглощающая способность. Чтобы получить эти редкие свойства, исследователи попытались создать различные типы металлической пены из разных металлов и сплавов, таких как стали, Cu, Al, Al-Si, Al-Mg, Pb, Fe, Ni3Al, Mg, Zn, а также Ti, Al-Cu, композиты с металлической матрицей, металлические стекла и др. Среди них огромное развитие в промышленном производстве получила алюминиевая пена [2]. Пенометаллы нашли широкое распространение в различных отраслях промышленности, таких как автомобильная и космическая, благодаря хорошим механическим свойствам и небольшому удельному весу. Алюминиевая пена обладает способностью поглощать удары и вибрацию благодаря своей ячеистой структуре с закрытыми порами, она также имеет хорошие тепло- и звукоизоляционные свойства. Производить металлическую пену (в частности, алюминиевую пену) следует с помощью процессов, которые требуют меньше капиталовложений и являются наиболее безопасными.

## Способ получения металлической пены

Существуют различные методы получения металлической пены: из расплавленного металла, метод осаждения, порошковая металлургия (рис. 1).

### Получение металлической пены из расплавленного металла

Метод изготовления металлической пены из расплавленного металла обычно используется из-за его экономичности и простоты. Первым шагом является подготовка расплавленного металла. Для получения пористого материала с закрытыми порами из расплавленного металла требуется некоторое количество пенообразователя или впрыск в расплавленный материал газа со стабилизирующим материалом ( $\text{SiC}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), необходимым для увеличения вязкости расплавленного металла [4].

Метод газо-эвтектической реакции (или газар-процесс), а также синтактное вспенивание с использованием наполнителя также используются исследователями для изготовления металлической пены из расплавленного металла.



Рис. 1. Способы получения металлической пены [3]

Fig. 1. Metal foam production methods [3]

Выбор метода зависит от требуемой пористости, относительной плотности и других факторов, поскольку эти показатели варьируются от метода к методу. Пористость от 80 до 97 % можно получить в металлической пене методом впрыска газа или с использованием пенообразующего агента. Пористость от 5 до 75 % – это не так уж и много, но ее можно достичь в металлической пене за счет газо-эвтектической реакции. Это было исследовано Банхартом (Banhart). Конечная пористость зависит от процессов и контролируемых параметров, таких как частота вращения мешалки, время перемешивания, пенообразователь, количество пенообразователя, выбор газов для метода впрыска, например, аргона или неона. Для получения наилучшего результата многие исследователи оптимизировали эти параметры.

### *Путем впрыска газа в расплавленный металл*

В этом процессе металлическая пена получается за счет впрыскивания подходящего газа в подготовленный расплавленный металл. Метод впрыска газа не подходит для легко окисляющихся материалов (Mg, Ti). Однако алюминиевая пена широко изготавливается таким способом, при этом можно легко получать сложные формы [5]. Рассматриваемый метод был разработан компанией Alcan International. Согласно этому методу для увеличения вязкости расплавленного металла требуется небольшое количество добавок. Перед добавлением керамического порошка в расплавленный металл требуется предварительный нагрев для увеличения сма-

чиваемости между керамическими частицами и расплавленным металлом. Затем расплавленный металл в печи продувается инертным газом, углекислым газом, азотом, воздухом или любым другим газом. Пузырьки газа быстро поднимаются сквозь расплавленный металл из-за выталкивающей силы последнего. Для остановки течения пузырьков газа внутри расплавленного металла вводят некоторые добавки, повышающие вязкость расплавленного металла. Этими добавками являются оксид алюминия, оксид магния, карбид кремния. Кроме того, необходимо контролировать и другие параметры, такие как температура [6]. Необходимо непрерывно создавать мелкие сферические пузырьки газа с помощью вращающейся крыльчатки или диафрагмы. Юань (Yuan) и Ли (Li) изучали стадии образования пузырьков, используя отверстие: стадию зарождения (1), стадии роста (2), стадии отделения (3). Размер пузырьков зависит от угла конусности отверстия (при увеличении угла конусности отверстия размеры пузырьков уменьшаются); диаметр ячейки также зависит от диаметра отверстия и давления в камере. Скорость потока газа тоже влияет на размер пузырьков. По мнению авторов, размер пузырьков увеличивается по мере увеличения скорости потока газа [7]. Более мелкий размер пор делает их сферическими, стабильными и снижает вероятность дефектов стенок пор. С помощью метода статического впрыска газа невозможно эффективно контролировать размер пор металлической пены.

Другой метод контроля размера пор в металле разработал Нинчжэнь Ван (Ningzhen Wang). Этот метод показан на рис. 2; в нем использовался

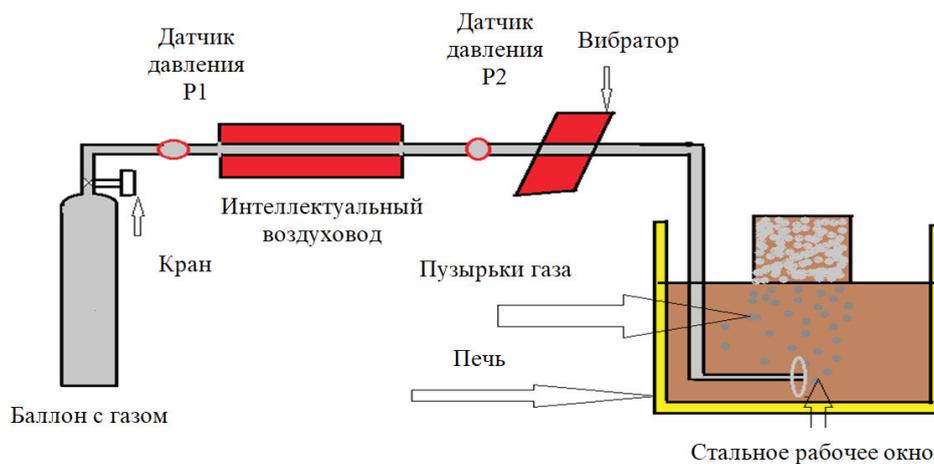


Рис. 2. Метод впрыска газа в расплавленный металл [8]

Fig. 2. Melt gas injection method [8]

способ динамического впрыска газа. Динамический впрыск газа реализуется за счет регулирования интенсивности вибратора в диапазоне от (0 до 100 %). При 100 % интенсивности получаются поры диаметром 4 мм, что меньше, чем при статическом впрыске газа [8]. В этом методе пористость металлической пены может варьироваться от 50 до 90 % [9]. Пену, имеющую в своем составе керамический порошок, трудно разрезать из-за ее твердости. Поэтому для получения из пенометалла изделия сложной формы нужно изначально использовать специальную форму. Расплавленную металлопену собирают из печи, чтобы придать ей форму. Для производства металлической пены методом впрыскивания газа требуются различные этапы.

### Путем добавления пенообразующего агента в расплавленный металл

Согласно этому методу для производства металлопены в расплавленный металл необходимо добавлять специальные пенообразователи, такие как гидроксид титана ( $TiH_2$ ), карбонат кальция ( $CaCO_3$ ), гидрид циркония ( $ZrH_2$ ), оксид марганца ( $MnO_2$ ), доломит ( $CaMg(CO_3)$ ), карбонат магния ( $MgCO_3$ ). Чаще всего для производства металлической пены используются карбонат кальция и гидроксид титана. Скорость разложения гидроксида титана выше, чем у карбоната кальция, и, следовательно, он легко выделяет газ. Для стабилизации расплавленного металла необходимы добавки –  $Al_2O_3$ , SiC. Сле-

довательно, затраты на производство увеличиваются. Чтобы сделать этот процесс более экономичным, М. Хиедари Галех (M. Hiedari Galeh) использовал  $CaCO_3$  в качестве пенообразователя без использования порошка-стабилизатора. Для изготовления металлической пены используется алюминиевый сплав Al356. Алюминиевый сплав нагревается выше температуры плавления. После того как алюминий расплавится ( $\sim 700^\circ C$ ), в него добавляют  $CaCO_3$ , и начинается разложение пены. В результате разложения выделяется газ ( $CO_2$ ).  $CaCO_3$  необходимо равномерно перемешать с помощью мешалки. На этом этапе контролируемые параметрами являются частота вращения мешалки, количество пенообразователей, время работы мешалки, температура, скорость подъема пузырьков газа и вязкость расплава. Схема установки для перемешивания показана на рис. 3. Эти параметры влияют на размер пор, относительную плотность, пористость пенометалла. Размер пор и их распределение влияют на прочность, звукоизоляцию, тепловые свойства и др. Необходимо оптимально контролировать этот параметр. Контролируя размер пузырьков, образующихся при выделении газа внутри расплава, исследователь контролирует размер пор и их распределение [10]. Путем введения в расплавленный металл добавок, которые повышают вязкость и стабилизируют стенки пор, предотвращают лопание пузырьков и создают правильную структуру пены [11]. Пористость и размер пор контролируются за счет времени

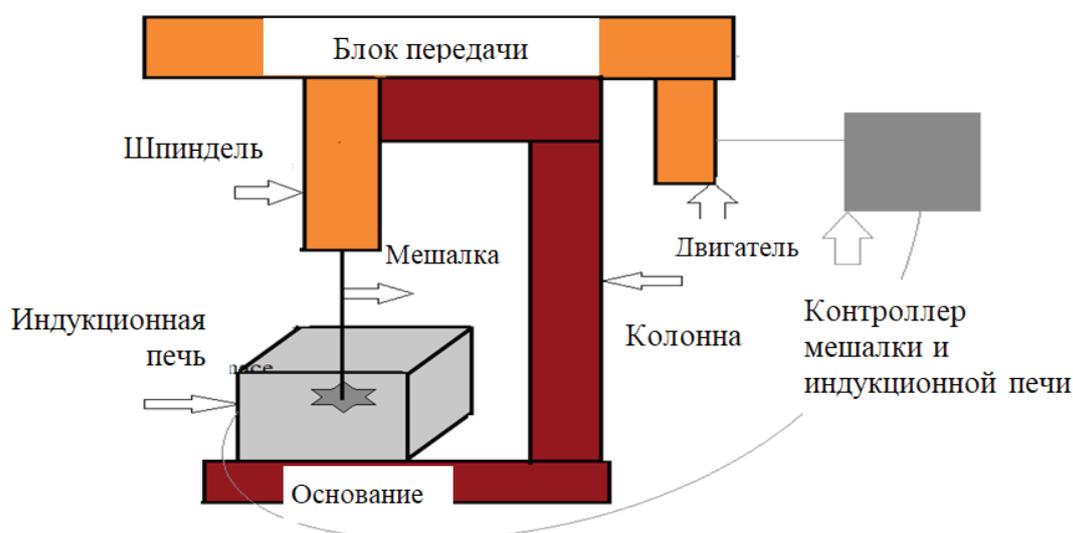


Рис. 3. Установка для литья с механическим замешиванием частиц в расплав [12]

Fig. 3. Stirrer casting setup [12]

выдержки и количества  $\text{CaCO}_3$ . При повышении содержания карбоната кальция увеличивается размер пор, что негативно отражается на размере пор, пористости и относительной плотности [12]. Свойства пенометалла под сжимающей нагрузкой также зависят от пористости, размера пор и относительной плотности. Относительная плотность и однородность пор являются факторами, влияющими на прочность металлической пены. Прочность на сжатие и способность поглощать энергию возрастают с увеличением размера пор. Оба эти свойства ухудшаются по мере увеличения количества  $\text{CaCO}_3$  в расплавленном металле. Пористость пенометалла зависит от температуры вспенивания, так как она оказывает влияние на плотность; прочность пенометалла на сжатие зависит от нее в меньшей степени, однако сильно зависит от времени перемешивания [13].

Два металлических сплава, изготовленные разными способами – методом механического замешивания частиц в расплав и методом инфильтрации, – оба имеют одинаковую прочность на сжатие, но при использовании метода механического замешивания частиц в расплав достигается меньшая пористость по сравнению с методом инфильтрации. Для большей скорости деформации используется металлическая пена, изготовленная методом инфильтрации. Скорость деформации будет высокой в случае высокой пористости; высокая пористость достигается при добавлении в металл большого количества пенообразующего агента – 10 или 15 % [14]. Чтобы добиться наилучших механических свойств и структуры поверхности, размера пор, относительной плотности и других показателей, исследователи пытаются оптимизировать различные параметры. Си Си Ян (C.C. Yang) утверждал, что нет необходимости контролировать скорость распада, поскольку важно контролировать растворение вспенивающего газа в расплавленном металле, а они должны быть прямо пропорциональны друг другу. Если этого не произошло, структура пены будет нестабильной. Эффективность вспенивания расплавленного металла газообразным водородом составляет 17 %. Поэтому необходимо использовать пенообразователь в соответствующем количестве, так как излишки газа могут выйти из расплавленного металла [15]. По сравнению с методом GI получается меньшая закрытая пористость и больше микро-

пор в стенках пор. При этом пеноалюминий изготавливается как методом вспенивания, так и методом газового нагнетания [16].

### *Газо-эвтектическая реакция*

Этот метод также известен как газар-процесс. Он был разработан украинским ученым Шаповаловым в 1993 году. Его преимущества по сравнению с методами порошковой металлургии и вспенивания: отсутствие потерь сырья, отсутствие химической обработки, легкость контроля размера и ориентации пор, кроме того, по сравнению с другими процессами он экономически выгоден [17]. Металл расплавляют в автоклаве под высоким давлением, что позволяет внедрить в него большое количество водорода. После снижения температуры и давления сплав представляет собой «жидкость + газ», при последующем охлаждении ниже эвтектической температуры жидкость кристаллизуется и получается «твердое вещество + газ». Образование пузырьков происходит из-за выделения водорода при затвердевании металла ввиду снижения растворимости газообразного водорода, когда затвердевание жидкого металла начинается при контролируемом давлении газа.

В этом методе осевой или радиальной ориентации пор можно достичь путем контроля направления отвода тепла. Пористость, размер пор, морфологию и ориентацию пор легко контролируют во время затвердевания. Эти параметры контролируют с помощью давления газа, скорости затвердевания, температуры заливки, общего давления газа при затвердевании, скорости охлаждения при затвердевании и направления охлаждения при затвердевании. Среди перечисленных контролируемых параметров давление газа играет важную роль в задании размера пор металлической пены. Исследователь реализовал несколько условий: 1) использовался только чистый газообразный водород – в этом случае снижение пористости происходило при увеличении парциального давления газа ( $P_{\text{возд}}$ ); 2) общее давление газа ( $P_{\text{общ}}$ ) оставалось постоянным, при этом пористость увеличивалась с ростом парциального давления газообразного водорода ( $P_{\text{H}}$ ) [18]. Увеличение давления затвердевания оказывает негативное влияние на размер пор – их диаметр уменьшается. Диаметр пор варьируется от 10 мкм до 10 мм, а пористость –

от 5 до 75 %. Поскольку в материале присутствуют малые и большие поры, их распределение неравномерное [19].

### ***Получение металлической пены путем литья по выжигаемым моделям***

Для производства пенометаллов используется литье по выжигаемым моделям. При этом пенообразующих агентов не требуется, вместо них используется полимерная пена с открытой пористостью. Материалом для модели служит полиуретан. Полиуретан является линейным полимером с относительно длинными, гибкими и мягкими сегментами цепи, соединенными между собой концами. Полиуретан – это полимер с ковалентной связью. Открытые поры заполняются термостойким материалом, например гипсовым раствором, смесью муллита и карбоната кальция, которые растворяются в воде после того, как модель из полимерной пены заполняется гипсовым раствором и оставляется сушиться. Гипсовый раствор действует как фиксатор пространства в модели из полимерной пены. В процессе последующего нагрева полимерная пена выгорает, а в форме остается пористая полость [20, 21]. Затем в полость формы под давлением заливается расплавленный металл, который должен заполнить все участки формы. Для этого форма дополнительно вакуумируется. После кристаллизации расплава форма орошается водой, гипс размокает и смывается. Пористость в полученном таким способом пенометалле колеблется от 80 до 97 %, а размер пор варьируется от 4 до 0,5 мм [22, 23]. Механические свойства металлической пены, изготовленной модифицированным методом литья по выплавляемым моделям, выше, чем у ретикулированной; допустимая сжимающая нагрузка значительно выше, чем у ретикулированного пенометалла [24]. Возможен различный химический состав, высокая прочность на сжатие при высокой деформационной закалке. Механические свойства улучшаются благодаря перегородкам [25]. Альфредо (Alfredo) предположил, что размер внешних пор превышает 0,05 мм, поэтому полученная пена должна быть менее дефектной. Авторы [26] использовали логистическую регрессию для оптимизации параметров процесса и получения наилучшей алюминиевой пены.

## **Технология осаждения твердых фаз**

Технология осаждения твердых фаз похожа на технологию литья по выжигаемым моделям. В обоих случаях не требуется ни пенообразующих агентов, ни впрыска газа в расплавленный металл. Полимерная пена покрывается ионами растворенного металла гальваническим способом, а затем полимерная пена заменяется расплавленным металлом. Полимерная пена должна быть электропроводной для того, чтобы участвовать в процессе гальванического осаждения металла. Чтобы сделать полимерную пену электропроводной, на ее поверхность методом электролитического осаждения наносится тонкий токопроводящий слой. Этот процесс подходит для ограниченного количества материалов. Низкая скорость и неравномерность осаждения являются причиной низких механических свойств полученного материала. По этой причине для изготовления металлической пены в другом методе используется химическое осаждение из паровой фазы [23].

## **Технология порошковой металлургии**

Для производства металлической пены также используются процессы порошковой металлургии. В этом случае вместо расплавленного металла используется порошок металла и задействованы иные процессы. К ним относятся процесс Фраунгофера (Fraunhofer), газозащитное плавление, вспенивание суспензий.

### ***Процесс Фраунгофера***

Этот метод не настолько популярен, как метод плавления. Преимущества метода Фраунгофера перед методом/процессами плавления: возможность изготовления продукта сложной формы и размера, а также лучший контроль пористой структуры. Производство металлопены начинается со смешивания металлического порошка с подходящим пенообразователем. Подготовка металлического порошка делает метод Фраунгофера дорогостоящим, а для хранения материала требуется соблюдать определенные условия. При смешивании металлического порошка и пенообразующего агента необходимо достичь однородности их распределения. Полученную смесь

уплотняют прессованием. Процесс уплотнения может быть реализован горячим изостатическим прессованием, горячим компактированием, экструзией и прокаткой порошковой смеси. Выбор способа уплотнения зависит от требуемой конечной формы. Уплотнять материал следует до начала пластической деформации частиц порошка. Уплотненный металлический порошок содержит мелкие поры и трещины, которые могут затруднить процессы вспенивания [27]. Термическая обработка проводится при температуре ниже температуры плавления металлического порошка. При выборе пенообразователя важно следить за тем, чтобы температура его плавления была ниже температуры плавления металлического порошка. Во время термической обработки пенообразователь, который равномерно распределяется в объеме расплава, разлагается. Выделяющийся газ вынуждает исходный материал расширяться, формируя высокопористую структуру. В полутвердом металле расширение происходит быстро, но пузырьки схлопываются, поэтому для фиксации структуры пены требуется быстрое охлаждение. Таким способом изготавливается весь объем материала из металлической пены.

Стабильность пены из алюминиевого сплава можно повысить, добавив в порошковую смесь Mg. После добавления Mg частицы  $Al_2O_3$  на границе раздела более полно встраиваются в стенки пор [28].

Контролируемыми параметрами процесса являются содержание пенообразователя, температура и скорость нагрева. Они являются общими при производстве металлической пены. Какой процент пористости и какая относительная плотность потребуются, зависит от параметра процесса.  $TiH_2$  является наиболее популярным пенообразующим агентом, поскольку его температура плавления близка к температуре плавления алюминиевого сплава. Гидрид титана дорог и опасен при обращении с ним ввиду риска возгорания из-за выделения газообразного водорода при распаде  $TiH_2$ , поэтому был предложен еще один пенообразователь – карбонат кальция [29].

При определении характеристик  $CaCO_3$  и  $TiH_2$  как пенообразователей было обнаружено, что металлическая пена при использовании  $CaCO_3$  имеет более тонкую и однородную

пористую структуру [30].  $CaCO_3$  используется в качестве пенообразователя при получении пен из магниевых сплавов. Однако только лишь из Mg и  $CaCO_3$  невозможно получить пенометалл с адекватной структурой, потому что  $CaCO_3$  может разложиться с выделением  $CO_2$  до того, как расплавится Mg, что приведет к двум последствиям: исходный материал может растрескаться и может произойти реакция между выделившимся  $CO_2$  и Mg. Поэтому необходимо понизить температуру плавления исходного материала, добавив Al и Zn, чтобы  $CaCO_3$  прореагировал с расплавленным Mg и не произошло растрескивания материала [31].

Металлическую пену в форме цилиндра получают методом горячей экструзии порошков (пресс-машина) и вспенивания, при которых пытаются определить относительную плотность и энергию деформации пены. Порошок алюминиевого сплава с пенообразователем нагревают выше температуры его плавления в форме для вспенивания и получают относительную плотность 0,22. Плотность металлической пены снижается по мере увеличения скорости формования [32]. Алюминиевая пена, изготовленная этим методом, имеет равномерно пористую структуру и относительную плотность на 20 % меньше по сравнению с твердым алюминием, а относительная плотность стальной пены на 40 % меньше, чем у твердой стали. Эта пористость помогает во время деформации, т. е. поглощает механическую энергию, сжимая поры [33].

### *Расширение изолированного газа*

Эту концепцию разработал Мартин (Martine). Процесс используется редко из-за сложной обработки. Смесь основного материала заключают в оболочку, замещают воздухом-стабилизирующим газом, например аргоном, и герметизируют ее. Затем наполненную оболочку помещают в газостат и подвергают горячему изостатическому сжатию, тем самым достигая плотности 95 %. На следующем этапе полуфабрикат прокатывают и на заключительном этапе подвергают нагреву в печи. Поскольку оболочка герметична, то заключенный в пространстве между частицами порошка аргон начинает расширяться и изнутри еще больше консолидировать частицы основного металла, образуя перегородки будущей пены. Пористость полученного таким способом по-

рошка достигает 50 %, а диаметр пор варьируется от 6 до 100 мкм, и это существенные недостатки данного способа [34].

### **Опрессовывание наполнителя**

В порошковой металлургии метод опрессовывания наполнителя дает максимальный контроль параметров формы, размеров пор, пористости и ее распределения. Согласно этому методу металлический порошок смешивается с наполнителем и добавляется связующее, которое придает прочность неспеченному порошку в процессе уплотнения. Время смешивания может составлять от одного до четырех часов и зависит от того, сколько времени потребуется для смешивания до однородного состояния. Необходимо следить за тем, чтобы металлический порошок смешивался до однородного состояния, иначе размер пор и процент пористости будут меньше. Нужно подобрать такой наполнитель, который бы мог легко испаряться во время спекания (1), не вступать в реакцию с металлом (2), легко обрабатываться (3), а после обработки не должно оставаться его остатков. Для производства пеноалюминия использовалось спекание в электропечи, плазменно-искровое спекание, а для производства пеномеди – спекание без карбоната [35]. В биомедицинских имплантатах остатки наполнителя в металлической пене представляют собой серьезную проблему. Поэтому в качестве наполнителя при изготовлении титановых биомедицинских имплантатов широко используется хлорид натрия: он легко удаляется при растворении в воде. По данным литературы, максимальная пористость в стальной пене составила 60 %. Д.П. Мондаль (D.P. Mondal) пытался увеличить пористость в пене из нержавеющей стали до 80 %, используя гидрокарбонат аммония в качестве наполнителя. Размер пор, пористость и относительная плотность существенно зависят от температуры спекания. При 1100 °С размер пор такой же, как и размер частиц наполнителя; если спекание происходит при более высокой температуре, чем указанная, то стенки пор будут проницаемыми, следовательно, пористость может быть уменьшена. Другие наполнители (карбид, хлорид натрия, крахмал тапиоки, магний) использовались для изготовления титановой пены с открытыми порами [36]. Нидхи Джа (Nidhi Jha) использовал

в качестве наполнителя порошок NaCl с размером частиц в семь раз больше размера частиц титанового порошка – это было гарантией того, что титановый порошок полностью диспергируется вокруг порошка NaCl, благодаря чему стало возможным получить однородную пористость во всем объеме титановой пены. Толщина стенки пор увеличивалась по мере увеличения количества титана в порошковой смеси. Размер пор и пористость варьировались в зависимости от размера NaCl и соотношения смеси [37]. Исследователь выявил некоторые параметры, которые влияют на размер пор ячейки, пористость, прочность, и др. Такими параметрами являлись состав смеси, температура спекания и давление прессования. Небольшой размер пор, равномерное их распределение и сферическая форма придают металлической пене лучшие механические свойства. Однако контролировать эти параметры во время обработки сложно [38]. Алюминиевые фракции влияют на относительную плотность и прочность на сжатие. Механические свойства можно улучшить, увеличив соотношение толщины стенки пор и длины стенки пор за счет уменьшения размера пор. Плотность пены можно контролировать и количеством NaCl. Сазегаран (Sazegaran) изучил влияние количества хрома на плотность неспеченных и спеченных изделий. При добавлении хрома в исходный порошок первоначально плотность уменьшалась, но после добавления дополнительного количества плотность неспеченного и спеченного материала увеличивалась [39, 40].

### **Различные методы и получаемые при их реализации относительная плотность и пористость**

Для производства металлической пены были разработаны различные методы, при их использовании достигается разная пористость и разная пористая структура, например открытая и закрытая. В таблице ниже представлены различные методы с указанием пористости и структуры пор, а также проблем.

### **Заключение**

Благодаря своим механическим и термическим свойствам металлические пены могут широко применяться в аэрокосмической и автомо-

**Пористость, пористая структура и проблемы различной металлической пены**
**Porosity, pore structure and challenges of different metallic foam**

№ п/п	Метод	Материал	Пеннообразующий агент / газ / наполнитель	Проблемы	Пористая структура	Пористость, %	Относительная плотность	Номер источника
1	Продувка газом	A356	Сжатый воздух, CO <sub>2</sub> , N <sub>2</sub> , H <sub>2</sub> , Ar	Образуются и равномерно распределяются пузырьки малого размера. Метод не подходит для окисляющего материала	Закрытая	50–80	0,02–0,2	[5–8]
2	Вспенивание	Все марки алюминия	TiH <sub>2</sub> , CaCO <sub>3</sub> , MgCO <sub>3</sub> , Mg(OH) <sub>2</sub> , CaMg(CO <sub>3</sub> ) <sub>2</sub> , (4MgCO <sub>3</sub> × Mg(OH) <sub>2</sub> × 5H <sub>2</sub> O)	Пузырьки изолируются. Для увеличения вязкости расплава нужны добавки	Закрытая	60–86	0,12–0,44	[10–16]
3	Газо-эвтектическая реакция	Ag, Cu, Al, Ni, Cr	H <sub>2</sub> под давлением 50 атм	Ограничен газобразным водородом	Закрытая и открытая	5–75	0,12	[17, 18]
4	Процессы Фраунгофера	Al (сферический порошок), Ti, латунь или бронза	TiH <sub>2</sub> , CaCO <sub>3</sub>	Материал должен иметь высокое сродство к другому материалу	Закрытая и открытая	75–95	0,22	[27–34]
5	Расширение изолированного газа	Порошок Ti	Ar	Требуется сложная настройка	Закрытая и открытая	50	0,16–0,22	[34]
6	Опрессовывание наполнителя	Нержавеющая сталь, но чаще Ti	NaCl, (CO(NH <sub>2</sub> ) <sub>2</sub> ), тапиоковый крахмал	Нужно подбирать такой наполнитель, который потом легко удалить	Закрытая и открытая	80	0,22–0,3	[35–38]

бильной промышленности. Для производства металлической пены было разработано множество методов, но наиболее популярным является способ плавления.

- Для производства металлической пены методом плавления в основном используется алюминиевый сплав. Для вспенивания обычно используется TiH<sub>2</sub>, но из-за его более высокой скорости разложения и высокой стоимости был предложен другой пенообразующий агент – CaCO<sub>3</sub>. Этот пенообразователь наиболее подходит для алюминиевых сплавов, поскольку при его использовании не требуется стабилизатор. Возможна разработка еще одного нового пенообразующего агента, для которого не требуется стабилизатор.

- Метод плавления не нашел широкого распространения при производстве пены из нержавеющей стали, поскольку температура плавления нержавеющей стали достаточно высока.

- В порошковой металлургии метод опрессовывания наполнителя применяется для изготовления биомедицинских имплантатов и ин-

женерного оборудования. Обычно титановую пену изготавливают методом опрессовывания наполнителя. Преимуществом данного метода является то, что размер пор, пористость и относительную плотность можно контролировать с помощью размера, формы и объемной доли наполнителя. Другие пенноматериалы также изготавливаются этим методом, метод не ограничивается только металлическим титаном.

### Список литературы

1. *Banhart J.* Light-metal foams – History of innovation and technological challenges // *Advanced Engineering Materials*. – 2013. – Vol. 15 (3). – P. 82–111. – DOI: 10.1002/adem.201200217.
2. *Sinha N., Srivastava V.C., Sahoo K.L.* Processing and application of aluminium foams // *Special Metal Casting and Forming Processes (CAFP-2008)*. – Jamshedpur, 2008. – P. 54–63.
3. *Banhart J., Baumeister J.* Production methods for metallic foams // *Materials Research Society Symposium – Proceedings*. – 1998. – Vol. 521. – P. 121–132. – DOI: 10.1557/proc-521-121.

4. *Kulshreshtha A., Dhakad S.K.* Preparation of metal foam by different methods: A review // *Materials Today: Proceedings.* – 2020. – Vol. 26, pt. 2. – P. 1784–1790. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.02.375.
5. *Singh S., Bhatnagar N.* A survey of fabrication and application of metallic foams (1925–2017) // *Journal of Porous Materials.* – 2018. – Vol. 25 (2). – P. 537–554. – DOI: 10.1007/s10934-017-0467-1.
6. *Karuppasamy R., Barik D.* Production methods of aluminium foam: A brief review // *Materials Today: Proceedings.* – 2021. – Vol. 37, pt. 2. – P. 1584–1587. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.07.161.
7. *Yuan J.Y., Li Y.X.* Effect of orifice geometry on bubble formation in melt gas injection to prepare aluminum foams // *Science China Technological Sciences.* – 2015. – Vol. 58 (1). – P. 64–74. – DOI: 10.1007/s11431-014-5669-z.
8. The cell size reduction of aluminum foam with dynamic gas injection based on the improved foamable melt / *N. Wang, X. Chen, Y. Li, Z. Liu, Z. Zhao, Y. Cheng, Y. Liu, H. Zhang* // *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects.* – 2017. – Vol. 527. – P. 123–131. – DOI: 10.1016/j.colsurfa.2017.05.023.
9. *Goyal B., Pandey A.* Critical review on porous material manufacturing techniques, properties & their applications // *Materials Today: Proceedings.* – 2021. – Vol. 46, pt. 17. – P. 8196–8203. – DOI: 10.1016/j.matpr.2021.03.163.
10. Porosity control in aluminium foams using different additives / *G. Avinash, V. Harika, C. Sandeepika, R. Kumar, N. Gupta* // *Materials Today: Proceedings.* – 2019. – Vol. 18. – P. 1054–1057. – DOI: 10.1016/j.matpr.2019.06.563.
11. *Jaafar A.H., Al-Ethari H., Farhan K.* Modelling and optimization of manufacturing calcium carbonate-based aluminum foam // *Materials Research Express.* – 2019. – Vol. 6 (8). – DOI: 10.1088/2053-1591/ab2602.
12. *Ghaleh M.H., Ehsani N., Baharvandi H.R.* High-porosity closed-cell aluminum foams produced by melting method without stabilizer particles // *International Journal of Metalcasting.* – 2021. – Vol. 15 (3). – P. 899–905. – DOI: 10.1007/s40962-020-00528-w.
13. *Heidari Ghaleh M., Ehsani N., Baharvandi H.R.* Compressive properties of A356 closed-cell aluminum foam with a CaCO<sub>3</sub> foaming agent without stabilizer particles // *Metals and Materials International.* – 2020. – Vol. 27 (10). – P. 3856–3861. – DOI: 10.1007/s12540-020-00807-5.
14. Investigation on the effect of aluminium foam made of A413 aluminium alloy through stir casting and infiltration techniques / *R. Karuppasamy, D. Barik, N.M. Sivaram, M.S. Dennison* // *International Journal of Materials Engineering Innovation.* – 2020. – Vol. 11 (1). – P. 34–50. – DOI: 10.1504/IJMATEI.2020.104790.
15. *Yang C.C., Nakae H.* Foaming characteristics control during production of aluminum alloy foam // *Journal of Alloys and Compounds.* – 2000. – Vol. 313 (1–2). – P. 188–191. – DOI: 10.1016/S0925-8388(00)01136-1.
16. Comparison of aluminium foams prepared by different methods using X-ray tomography / *N. Wang, E. Maire, Y. Cheng, Y. Amani, Y. Li, J. Adrien, X. Chen* // *Materials Characterization.* – 2018. – Vol. 138. – P. 296–307. – DOI: 10.1016/j.matchar.2018.02.015.
17. *Shapovalov V.* Prospective applications of gas-eutectic porous materials (gasars) in USA // *Materials Science Forum.* – 2007. – Vol. 539–543. – P. 1183–1187. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/msf.539-543.1183.
18. *Liu Y., Li Y., Wan J.* Directional solidification of metal-gas eutectic and fabrication of regular porous metals // *Frontiers of Mechanical Engineering in China.* – 2007. – Vol. 2 (2). – P. 180–183. – DOI: 10.1007/s11465-007-0030-x.
19. *Banhart J.* Manufacturing routes for very low specific // *JOM.* – 2000. – Vol. 52 (12). – P. 22–27.
20. *Güner A., Arıkan M.M., Nebioğlu M.* New approaches to aluminum integral foam production with casting methods // *Metals.* – 2015. – Vol. 5 (3). – P. 1553–1565. – DOI: 10.3390/met5031553.
21. *Gama N., Ferreira A., Barros-Timmons A.* 3D printed thermoplastic polyurethane filled with polyurethane foams residues // *Journal of Polymers and the Environment.* – 2020. – Vol. 28 (5). – P. 1560–1570. – DOI: 10.1007/s10924-020-01705-y.
22. Sound absorption of open celled aluminium foam fabricated by investment casting method / *X.F. Wang, X.F. Wang, X. Wei, F.S. Han, X.L. Wang* // *Materials Science and Technology.* – 2011. – Vol. 27 (4). – P. 800–804. – DOI: 10.1179/026708309X12506934374047.
23. *Lichy P., Bednarova V., Elbel T.* Casting routes for porous metals production // *Archives of Foundry Engineering.* – 2012. – Vol. 12 (1). – P. 71–74. – DOI: 10.2478/v10266-012-0014-0.
24. Investigation of a template-based process chain for investment casting of open-cell metal foams / *P. Kubelka, F. Körte, J. Heimann, X. Xiong, N. Jost* // *Advanced Engineering Materials.* – 2022. – Vol. 24 (1). – DOI: 10.1002/adem.202100608.
25. Investment casting and mechanical properties of open-cell steel foams / *J. Fromert, T.G. Lott, A.M. Matz, N. Jost* // *Advanced Engineering Materials.* – 2019. – Vol. 21 (6). – P. 1–7. – DOI: 10.1002/adem.201900396.
26. *Anglani A., Pacella M.* Logistic regression and response surface design for statistical modeling of investment casting process in metal foam production // *Procedia CIRP.* – 2018. – Vol. 67. – P. 504–509. – DOI: 10.1016/j.procir.2017.12.252.

27. Kitazono K., Sato E., Kuribayashi K. Novel manufacturing process of closed-cell aluminum foam by accumulative roll-bonding // *Scripta Materialia*. – 2004. – Vol. 50 (4). – P. 495–498. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2003.10.035.
28. Asavavisithchai S., Kennedy A.R. The effect of Mg addition on the stability of Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> foams made by a powder metallurgy route // *Scripta Materialia*. – 2006. – Vol. 54 (7). – P. 1331–1334. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2005.12.015.
29. Manufacturing of Al-Mg-Si alloy foam using calcium carbonate as foaming agent / L.E.G. Cambronero, J.M. Ruiz-Roman, F.A. Corpas, J.M. Ruiz Prieto // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2009. – Vol. 209 (4). – P. 1803–1809. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2008.04.032.
30. Foaming agents for powder metallurgy production of aluminum foam / T. Koizumi, K. Kido, K. Kita, K. Mikado, S. Gnyloskurenko, T. Nakamura // *Materials Transactions*. – 2011. – Vol. 52 (4). – P. 728–733. – DOI: 10.2320/matertrans.M2010401.
31. Preparation principle and compression properties of cellular Mg–Al–Zn alloy foams fabricated by the gas release reaction powder metallurgy approach / D. Yang, S. Guo, J. Chen, C. Qiu, S.-O. Agbedor, A. Ma, J. Jiang, L. Wang // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – Vol. 857. – P. 158112. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.158112.
32. Fabrication of aluminium foams from powder by hot extrusion and foaming / M. Shiomi, S. Imagama, K. Osakada, R. Matsumoto // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2010. – Vol. 210 (9). – P. 1203–1208. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.03.006.
33. Yu C.J. Metal foaming by a powder metallurgy method: Production, properties and applications // *Materials Research Innovations*. – 1998. – Vol. 2 (3). – P. 181–188. – DOI: 10.1007/s100190050082.
34. Kennedy A. Porous metals and metal foams made from powders // *Powder Metallurgy* / ed. by K. Kondoh. – InTech, 2012. – DOI: 10.5772/33060.
35. Influence of processing parameters on aluminium foam produced by space holder technique / R. Surace, L.A.C. de Filippis, A.D. Ludovico, G. Boghetich // *Materials and Design*. – 2009. – Vol. 30 (6). – P. 1878–1885. – DOI: 10.1016/j.matdes.2008.09.027.
36. Powder metallurgy with space holder for porous titanium implants: A review / A. Rodriguez-Contreras, M. Punset, J.A. Calero, F.J. Gil, E. Ruperez, J.M. Manero // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2021. – Vol. 76. – P. 129–149. – DOI: 10.1016/j.jmst.2020.11.005.
37. Highly porous open cell Ti-foam using NaCl as temporary space holder through powder metallurgy route / N. Jha, D.P. Mondal, J. Dutta Majumdar, A. Badkul, A.K. Jha, A.K. Khare // *Materials and Design*. – 2013. – Vol. 47. – P. 810–819. – DOI: 10.1016/j.matdes.2013.01.005.
38. Sazegaran H., Feizi A., Hojati M. Effect of Cr contents on the porosity percentage, microstructure, and mechanical properties of steel foams manufactured by powder metallurgy // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. – 2019. – Vol. 72 (10). – P. 2819–2826. – DOI: 10.1007/s12666-019-01758-1.
39. Microstructure and mechanical properties of metal foams fabricated via melt foaming and powder metallurgy technique: A review / B. Parveez, N.A. Jamal, H. Anuar, Y. Ahmad, A. Aabid, M. Baig // *Materials*. – 2022. – Vol. 15. – DOI: 10.3390/ma15155302.
40. Preliminary development of porous aluminum via powder metallurgy technique / N.A. Jamal, O. Maizatul, H. Anuar, F. Yusof, Y. Ahmad Nor, K. Khalid, M.N. Zakaria // *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. – 2018. – Vol. 49 (4). – P. 460–466. – DOI: 10.1002/mawe.201700269.

## Конфликт интересов

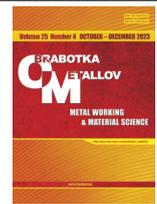
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2023 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## A systematic review of processing techniques for cellular metallic foam production

Shyam Sharma<sup>1, a</sup>, Anurag Joshi<sup>1, b, \*</sup>, Yogendra Rajpoot<sup>2, c</sup>

<sup>1</sup> Department of Mechanical Engineering, Manipal University Jaipur, Rajasthan, 303007, India

<sup>2</sup> Department of Mechanical Engineering, Rajkiya Engineering College Mainpuri, Uttar Pradesh, 205119, India

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1510-5871>,  [shyamsunder.sharma@jaipur.manipal.edu](mailto:shyamsunder.sharma@jaipur.manipal.edu); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-8231-9423>,  [anuragjoshi355@gmail.com](mailto:anuragjoshi355@gmail.com);

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-9662-0903>,  [yogendrasingh.rajpoot@recmainpuri.in](mailto:yogendrasingh.rajpoot@recmainpuri.in)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 06 August 2023

Revised: 11 August 2023

Accepted: 23 August 2023

Available online: 15 December 2023

#### Keywords:

Melt route method

Powder metallurgy

Deposition technique

Foaming agent

### ABSTRACT

**Introduction.** The paper presents a comprehensive overview of the manufacturing methods, materials, properties, and challenges associated with cellular metallic foams, primarily focusing on aluminum and titanium-based foams. Cellular metallic foams are gaining interest due to its unique combination of low density, high stiffness, and enhanced energy absorption capabilities. Cellular metallic foam is renowned for its special combinations of physical and mechanical characteristics, containing their increased stiffness, specific strength at high temperatures, light weight, and good energy absorption at relatively low plateau stress. It has extensive uses in the automotive, shipbuilding and space industries. It has high porosity, low relative density and high strength, which increases performance of the product. The aerospace and automotive industries require a material with a high strength-to-weight ratio. **Methods.** To meet this need, many metal foam production methods have been developed, such as melt route method, deposition method and powder metallurgy method. Melt route method is widely used to manufacture metallic foam as compared to other methods. **Results and Discussion.** In the production of aluminum foams, the melt route method is usually used. Titanium hydride ( $TiH_2$ ) has been a popular foaming agent, but its high decomposition rate and cost limitations have led to the development of alternative foaming agents, such as  $CaCO_3$  (calcium carbonate). Titanium foam is often manufactured using the space holder method. This method involves mixing titanium powder with a space holder material, forming a preform, and then sintering to remove the space holder and produce a porous structure as the space holder method allows for precise control over the properties of the foam, including pore size, porosity, and relative density. Results also indicate that porosity in cellular metallic foams can range from 50 % to 95 %, as reported in various journals. Pore structures can include mixed types, open cells, and closed cells, each offering different mechanical and thermal properties. It is also observed from various literature sources that relative density, which is the ratio of the foam's density to the bulk material's density, varies from 0.02 to 0.44 based on the production method used.

**For citation:** Sharma S.S., Joshi A., Rajpoot Y.S. A systematic review of processing techniques for cellular metallic foam production. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 22–35. DOI:10.17212/1994-6309-2023-25.4-22-35. (In Russian).

### References

1. Banhart J. Light-metal foams – History of innovation and technological challenges. *Advanced Engineering Materials*, 2013, vol. 15 (3), pp. 82–111. DOI: 10.1002/adem.201200217.
2. Sinha N., Srivastava V.C., Sahoo K.L. Processing and application of aluminium foams. *Special Metal Casting and Forming Processes (CAFP-2008)*, Jamshedpur, 2008, pp. 54–63.
3. Banhart J., Baumeister J. Production methods for metallic foams. *Materials Research Society Symposium – Proceedings*, 1998, vol. 521, pp. 121–132. DOI: 10.1557/proc-521-121.
4. Kulshreshtha A., Dhakad S.K. Preparation of metal foam by different methods: A review. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 26, pt. 2, pp. 1784–1790. DOI: 0.1016/j.matpr.2020.02.375.

#### \* Corresponding author

Joshi Anurag, Ph.D. (Engineering), Assistant Professor  
 Manipal University Jaipur,  
 303007, Rajasthan, India

Tel.: +91-9772844555, e-mail: [anuragjoshi355@gmail.com](mailto:anuragjoshi355@gmail.com)

5. Singh S., Bhatnagar N. A survey of fabrication and application of metallic foams (1925–2017). *Journal of Porous Materials*, 2018, vol. 25 (2), pp. 537–554. DOI: 10.1007/s10934-017-0467-1.
6. Karuppasamy R., Barik D. Production methods of aluminium foam: A brief review. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 37, pt. 2, pp. 1584–1587. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.07.161.
7. Yuan J.Y., Li Y.X. Effect of orifice geometry on bubble formation in melt gas injection to prepare aluminum foams. *Science China Technological Sciences*, 2015, vol. 58 (1), pp. 64–74. DOI: 10.1007/s11431-014-5669-z.
8. Wang N., Chen X., Li Y., Liu Z., Zhao Z., Cheng Y., Liu Y., Zhang H. The cell size reduction of aluminum foam with dynamic gas injection based on the improved foamable melt. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*, 2017, vol. 527, pp. 123–131. DOI: 10.1016/j.colsurfa.2017.05.023.
9. Goyal B., Pandey A. Critical review on porous material manufacturing techniques, properties & their applications. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 46, pt. 17, pp. 8196–8203. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.03.163.
10. Avinash G., Harika V., Sandeepika C., Kumar R., Gupta N. Porosity control in aluminium foams using different additives. *Materials Today: Proceedings*, 2019, vol. 18, pp. 1054–1057. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.06.563.
11. Jaafar A.H., Al-Ethari H., Farhan K. Modelling and optimization of manufacturing calcium carbonate-based aluminum foam. *Materials Research Express*, 2019, vol. 6 (8). DOI: 10.1088/2053-1591/ab2602.
12. Ghaleh M.H., Ehsani N., Baharvandi H.R. High-porosity closed-cell aluminum foams produced by melting method without stabilizer particles. *International Journal of Metalcasting*, 2021, vol. 15 (3), pp. 899–905. DOI: 10.1007/s40962-020-00528-w.
13. Heidari Ghaleh M., Ehsani N., Baharvandi H.R. Compressive properties of A356 closed-cell aluminum foamed with a CaCO<sub>3</sub> foaming agent without stabilizer particles. *Metals and Materials International*, 2020, vol. 27 (10), pp. 3856–3861. DOI: 10.1007/s12540-020-00807-5.
14. Karuppasamy R., Barik D., Sivaram N.M., Dennison M.S. Investigation on the effect of aluminium foam made of A413 aluminium alloy through stir casting and infiltration techniques. *International Journal of Materials Engineering Innovation*, 2020, vol. 11 (1), pp. 34–50. DOI: 10.1504/IJMATEI.2020.104790.
15. Yang C.C., Nakae H. Foaming characteristics control during production of aluminum alloy foam. *Journal of Alloys and Compounds*, 2000, vol. 313 (1–2), pp. 188–191. DOI: 10.1016/S0925-8388(00)01136-1.
16. Wang N., Maire E., Cheng Y., Amani Y., Li Y., Adrien J., Chen X. Comparison of aluminium foams prepared by different methods using X-ray tomography. *Materials Characterization*, 2018, vol. 138, pp. 296–307. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.02.015.
17. Shapovalov V. Prospective applications of gas-eutectic porous materials (gasars) in USA. *Materials Science Forum*, 2007, vol. 539–543, pp. 1183–1187. DOI: 10.4028/www.scientific.net/msf.539-543.1183.
18. Liu Y., Li Y., Wan J. Directional solidification of metal-gas eutectic and fabrication of regular porous metals. *Frontiers of Mechanical Engineering in China*, 2007, vol. 2 (2), pp. 180–183. DOI: 10.1007/s11465-007-0030-x.
19. Banhart J. Manufacturing routes for very low specific. *JOM*, 2000, vol. 52 (12), pp. 22–27.
20. Güner A., Arıkan M.M., Nebioglu M. New approaches to aluminum integral foam production with casting methods. *Metals*, 2015, vol. 5 (3), pp. 1553–1565. DOI: 10.3390/met5031553.
21. Gama N., Ferreira A., Barros-Timmons A. 3D printed thermoplastic polyurethane filled with polyurethane foams residues. *Journal of Polymers and the Environment*, 2020, vol. 28 (5), pp. 1560–1570. DOI: 10.1007/s10924-020-01705-y.
22. Wang X.F., Wang X.F., Wei X., Han F.S., Wang X.L. Sound absorption of open celled aluminium foam fabricated by investment casting method. *Materials Science and Technology*, 2011, vol. 27 (4), pp. 800–804. DOI: 10.1179/026708309X12506934374047.
23. Lichy P., Bednarova V., Elbel T. Casting routes for porous metals production. *Archives of Foundry Engineering*, 2012, vol. 12 (1), pp. 71–74. DOI: 10.2478/v10266-012-0014-0.
24. Kubelka P., Körte F., Heimann J., Xiong X., Jost N. Investigation of a template-based process chain for investment casting of open-cell metal foams. *Advanced Engineering Materials*, 2022, vol. 24 (1). DOI: 10.1002/adem.202100608.
25. Fromert J., Lott T.G., Matz A.M., Jost N. Investment casting and mechanical properties of open-cell steel foams. *Advanced Engineering Materials*, 2019, vol. 21 (6), pp. 1–7. DOI: 10.1002/adem.201900396.
26. Anglani A., Pacella M. Logistic regression and response surface design for statistical modeling of investment casting process in metal foam production. *Procedia CIRP*, 2018, vol. 67, pp. 504–509. DOI: 10.1016/j.procir.2017.12.252.
27. Kitazono K., Sato E., Kuribayashi K. Novel manufacturing process of closed-cell aluminum foam by accumulative roll-bonding. *Scripta Materialia*, 2004, vol. 50 (4), pp. 495–498. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2003.10.035.

28. Asavavisithchai S., Kennedy A.R. The effect of Mg addition on the stability of Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> foams made by a powder metallurgy route. *Scripta Materialia*, 2006, vol. 54 (7), pp. 1331–1334. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2005.12.015.
29. Cambronero L.E.G., Ruiz-Roman J.M., Corpas F.A., Ruiz Prieto J.M. Manufacturing of Al-Mg-Si alloy foam using calcium carbonate as foaming agent. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, vol. 209 (4), pp. 1803–1809. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2008.04.032.
30. Koizumi T., Kido K., Kita K., Mikado K., Gnyloskurenko S., Nakamura T. Foaming agents for powder metallurgy production of aluminum foam. *Materials Transactions*, 2011, vol. 52 (4), pp. 728–733. DOI: 10.2320/matertrans.M2010401.
31. Yang D., Guo S., Chen J., Qiu C., Agbedor S.-O., Ma A., Jiang J., Wang L. Preparation principle and compression properties of cellular Mg–Al–Zn alloy foams fabricated by the gas release reaction powder metallurgy approach. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 857, p. 158112. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.158112.
32. Shiomi M., Imagama S., Osakada K., Matsumoto R. Fabrication of aluminium foams from powder by hot extrusion and foaming. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, vol. 210 (9), pp. 1203–1208. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.03.006.
33. Yu C.J. Metal foaming by a powder metallurgy method: Production, properties and applications. *Materials Research Innovations*, 1998, vol. 2 (3), pp. 181–188. DOI: 10.1007/s100190050082.
34. Kennedy A. Porous metals and metal foams made from powders. *Powder Metallurgy*. Ed. by K. Kondoh. InTech, 2012. DOI: 10.5772/33060.
35. Surace R., Filippis L.A.C. de, Ludovico A.D., Boghetich G. Influence of processing parameters on aluminium foam produced by space holder technique. *Materials and Design*, 2009, vol. 30 (6), pp. 1878–1885. DOI: 10.1016/j.matdes.2008.09.027.
36. Rodriguez-Contreras A., Punset M., Calero J.A., Gil F.J., Ruperez E., Manero J.M. Powder metallurgy with space holder for porous titanium implants: A review. *Journal of Materials Science and Technology*, 2021, vol. 76, pp. 129–149. DOI: 10.1016/j.jmst.2020.11.005.
37. Jha N., Mondal D.P., Dutta Majumdar J., Badkul A., Jha A.K., Khare A.K. Highly porous open cell Ti-foam using NaCl as temporary space holder through powder metallurgy route. *Materials and Design*, 2013, vol. 47, pp. 810–819. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.01.005.
38. Sazegaran H., Feizi A., Hojati M. Effect of Cr contents on the porosity percentage, microstructure, and mechanical properties of steel foams manufactured by powder metallurgy. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2019, vol. 72 (10), pp. 2819–2826. DOI: 10.1007/s12666-019-01758-1.
39. Parveez B., Jamal N.A., Anuar H., Ahmad Y., Aabid A., Baig M. Microstructure and mechanical properties of metal foams fabricated via melt foaming and powder metallurgy technique: A review. *Materials*, 2022, vol. 15. DOI: 10.3390/ma15155302.
40. Jamal N.A., Maizatul O., Anuar H., Yusof F., Ahmad Nor Y., Khalid K., Zakaria M.N. Preliminary development of porous aluminum via powder metallurgy technique. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 2018, vol. 49 (4), pp. 460–466. DOI: 10.1002/mawe.201700269.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2023 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Обзор современных требований к сварке трубных высокопрочных низколегированных сталей

Юлия Карлина<sup>1, a, \*</sup>, Роман Кононенко<sup>2, b</sup>, Владимир Иванцовский<sup>3, c</sup>, Максим Попов<sup>2, d</sup>, Федор Дерюгин<sup>2, e</sup>, Владислав Бянкин<sup>2, f</sup>

- <sup>1</sup> Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет, Ярославское шоссе, 26, г. Москва, 129337, Россия  
<sup>2</sup> Иркутский национальный исследовательский технический университет, ул. Лермонтова, 83, г. Иркутск, 664074, Россия  
<sup>3</sup> Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия
- <sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0001-6519-561X>, [jul.karlina@gmail.com](mailto:jul.karlina@gmail.com); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0009-0001-5900-065X>, [istu\\_politech@mail.ru](mailto:istu_politech@mail.ru);  
<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0001-9244-225X>, [ivancivskij@corp.nstu.ru](mailto:ivancivskij@corp.nstu.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0003-2387-9620>, [popovma.kvantum@gmail.com](mailto:popovma.kvantum@gmail.com);  
<sup>e</sup> <https://orcid.org/0009-0004-4677-3970>, [deryugin040301@yandex.ru](mailto:deryugin040301@yandex.ru); <sup>f</sup> <https://orcid.org/0009-0007-0488-2724>, [borck3420@gmail.com](mailto:borck3420@gmail.com)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.017

#### История статьи:

Поступила: 13 сентября 2023  
 Рецензирование: 21 сентября 2023  
 Принята к печати: 27 сентября 2023  
 Доступно онлайн: 15 декабря 2023

#### Ключевые слова:

Сталь  
 Феррит  
 Перлит  
 Бейнит  
 Мартенсит  
 Ударная вязкость  
 Разрушение  
 Гибридно-лазерная сварка  
 Стандарты

#### Благодарности

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнауки № 13.ЦКП.21.0034).

### АННОТАЦИЯ

В течение многих лет для сварки крупных труб нефте- и газопроводов применялись проверенные процессы дуговой сварки, охват которых простирается от ручной дуговой сварки штучными электродами до применения аппаратов орбитальной сварки с использованием металла. **Введение** отражает, что создание новых составов сталей для нефте- и газопроводов является актуальной задачей в целях обеспечения их высокой надежности. **Методы исследования.** В трубном производстве обычно используются низкоуглеродистые стали с феррито-перлитной структурой, но они не в состоянии удовлетворить возросшие потребности рынка. Появляются новые марки стали с бейнитной структурой. **Результаты.** Разрушение сварных соединений трубопроводов из высококачественной стали становится серьезной проблемой для трубопроводной промышленности. **Обсуждение.** В данной работе проведен анализ характеристик микроструктуры сварного шва и ее связи с ударной вязкостью. Прогнозирование ударной вязкости на основе микроструктурных характеристик металлов сварных швов стали усложняется из-за большого количества задействованных параметров. Обычная практика, связывающая это свойство с микроструктурой последнего валика многопроходной сварки, оказалась неудовлетворительной, поскольку количество игольчатого феррита, наиболее желательного компонента, не всегда может быть основным фактором, влияющим на ударную вязкость. В настоящем обзоре сообщается о наиболее репрезентативном исследовании, касающемся микроструктурного фактора в сварном шве трубных сталей. Обзор включает в себя сводку наиболее важных переменных процесса, свойств материалов, нормативных правил, а также характеристик микроструктуры и механических свойств соединений. **Заключение.** Предполагается, что этот обзор поможет читателям с разным опытом, от не специалистов по сварке или материаловедов до специалистов различных промышленных приложений и исследователей.

**Для цитирования:** Обзор современных требований к сварке трубных высокопрочных низколегированных сталей / Ю.И. Карлина, Р.В. Кононенко, В.В. Иванцовский, М.А. Попов, Ф.Ф. Дерюгин, В.Е. Бянкин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 36–60. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-36-60.

## Введение

В связи с растущим спросом на нефть и газ в трубопроводной промышленности широко используются трубы из высококачественной стали. Материал, из которого изготовлены эти трубы, отвечает строгим требованиям к конструкции, чтобы выдерживать тяжелые условия

#### \*Адрес для переписки

Карлина Юлия Игоревна, к.т.н., научный сотрудник  
 Национальный исследовательский Московский  
 государственный строительный университет,  
 Ярославское шоссе, 26,  
 129337, г. Москва, Россия  
 Тел.: +7 (914) 879-85-05, e-mail: [jul.karlina@gmail.com](mailto:jul.karlina@gmail.com)

эксплуатации и суровые условия окружающей среды [1, 2].

Наиболее распространенными материалами, естественно выбираемыми производителями труб, являются стальные сплавы из-за их достаточной механической надежности и экономической целесообразности. Спецификации, касающиеся химического состава, механических свойств и других важных аспектов, таких как сварка, резка, производство материалов для нефтегазовых трубопроводов, определяются Американским институтом нефти (API) [3], Международной организацией по стандартизации (ISO) и другими национальными агентствами [3–5]. Стандарты API обычно используются многими национальными агентствами в качестве эталона для установления собственных спецификаций для этих материалов. Спецификации API приняты и широко применяются во всем мире. В соответствии с требованиями API материалы для трубопроводов изготавливаются или поставляются с требованиями к спецификации продукта PSL 1 и PSL 2.

В документе PSL 1 зафиксированы только рекомендации к углеродному эквиваленту, нет ограничений на показатели ударной вязкости, предела текучести и предела прочности на разрыв. В документе PSL 2 уже прописаны обязательные значения в определенном диапазоне к углеродному эквиваленту, ударной вязкости, пределам текучести и прочности на растяжение. Другое существенное различие основано на типе концов труб [1–3]. Знание химического состава и механических свойств труб необходимо для понимания свариваемости и других аспектов сварки этих труб.

Трубные стали разных производителей, отвечающие требованиям к прочности и пластичности [1–5], могут иметь различную микроструктуру [1–3, 10–34]. В большинстве из них используется феррито-перлитная или ферритно-бейнитная микроструктура [10–33]. Трубы могут изготавливаться двумя традиционными способами: холодной штамповкой (УОЕ) и бесшовным методом [3]. Производство труб методом холодной штамповки (УОЕ) имеет тенденцию приносить в лист интенсивные градиенты деформации в разных направлениях относительно фиксированной ортогональной системы координат во время формовки, причем бо-

лее серьезные градиенты возникают в поперечном направлении [1, 2]. Это влияет не только на предел текучести, но и на деформационное упрочнение и последующую нестабильность (образование шейки), которые, в свою очередь, являются движущими силами инициирования и распространения разрушения.

С другой стороны, процесс производства бесшовных труб позволяет получить продукт с улучшенными механическими свойствами благодаря термической обработке, которая снимает остаточные напряжения и уменьшает овальность конечной формы. Следовательно, ожидается, что механические свойства конечного продукта будут однородными в пространстве и направлении [1, 2, 10]. Вне зависимости от способа производства труб в дальнейшем при строительстве трубопровода их соединяют между собой методом сварки.

В последние десятилетия проведено множество исследований кольцевых сварных швов наземных и морских трубопроводов с трещинами под эксплуатационной нагрузкой [11, 12]. Трещины в кольцевых сварных швах трубопроводов из высококачественной стали в основном расположены на линии сплавления материала корневого шва и в зоне термического влияния [13]. В то же время кольцевые швы имеют зоны материала с различными свойствами, такие как основной металл (base metal, BM), материал шва (weld material, WM), материал корневого шва (root-welding material, RM) и зона термического влияния (heat affected zone, HAZ). Неоднородность сварных соединений по геометрии и свойствам материалов приводит к значительной концентрации напряжений и деформаций в дефектных частях, что значительно снижает деформационную несущую способность сварных соединений трубопроводов [13, 14].

В процессе сварочного нагрева свариваемого металла, плавления присадочной проволоки формируется сварной шов с литой структурой, который имеет зону перехода к структуре основного металла (HAZ), именно в этой зоне происходит снижение значений ударной вязкости [14–20].

Из-за быстротекущего процесса нагрева и плавления металла в зоне сварного шва и прилегающей области основного металла формируется структура в heat affected zone (HAZ) с разными размерами аустенитных зерен, с участками

металла, нагретыми выше и ниже точек  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$ . Все это приводит к снижению механических свойств металла. Следовательно, значительные усилия по исследованию высокопрочных сталей для трубопроводов были сосредоточены на повышении ударной вязкости в зонах HAZ.

Взаимосвязь между микроструктурой и ударной вязкостью для металлов многопроходных швов очень сложна, поскольку различные факторы могут оказывать благотворное и неблагоприятное воздействие в зависимости от исследуемого материала и его микроструктурного состояния. Помимо микроструктурных составляющих признается влияние повторного нагрева, наличие микрофаз и включений в качестве критических факторов, влияющих на микроструктуру и, следовательно, на ударную вязкость. Хотя было проведено мало исследований по характеристике микроструктуры металлов сварного шва из-за вышеупомянутой сложности, знание характеристик микроструктуры имеет решающее значение для прогнозирования ударной вязкости. Таким образом, более систематическое исследование имеет основополагающее значение для раскрытия этой взаимосвязи между микроструктурой и прочностью.

Настоящий обзор посвящен анализу работ, связанных с оценкой влияния микроструктуры сварного шва на ударную вязкость как показателя чувствительности горячекатаных трубопроводных сталей к хрупкому разрушению.

## Стали для производства труб

Влияние развития технологии производства и микролегирования трубопроводной стали на прочность показано на рис. 1. В трубном производстве широко применяются низкоуглеродистые легированные стали с ферритно-перлитной структурой [27].

Повышение прочности является постоянной целью разработки металлургических сплавов. В настоящее время больше внимания уделяется улучшению других важных характеристик – таких свойств, как ударная вязкость и свариваемость, на каждое из которых отрицательно влияет содержание углерода в стали. Высокопрочные низколегированные стали (HSLA), или микролегированные (MA), как их стали называть позже [21–25], уже были представлены в начале XX века [23, 24]. Низколегированные стали – намного более ранний определенный класс сталей, чем стали MA, – обычно считаются содержащими менее 3,5 масс.% всех легирующих элементов и включают Cr (0,5–2,5 %), Mo ( $\leq 3$  %) и V ( $\approx 1$  %).

Высокопрочные низколегированные (HSLA) стали и парадигма микролегированных (MA) сталей предполагают, что углерод, возможно, не является лучшим легирующим элементом для изготовления хорошей стали [21–25].

В этом контексте стали HSLA показывают более низкое содержание углерода, что улучшает свариваемость и формуемость, но более

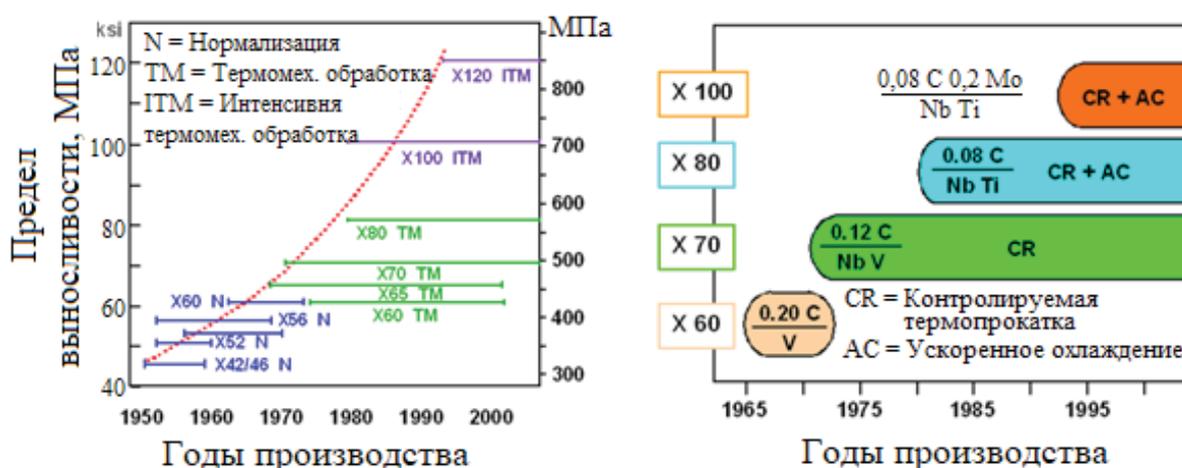


Рис. 1. Влияние развития технологии производства и микролегирования трубопроводной стали на прочность

Fig. 1. Effect of development of production technology and microalloying of pipeline steel on strength

низкие механические свойства, возникающие в результате более низкого содержания С. Эти свойства могут быть улучшены добавлением легирующих элементов, таких как Nb, Mo и Ti, и соответствующим термомеханическим процессом. Каждый из перечисленных элементов влияет на различные механизмы. С одной стороны, многие исследователи сходятся во мнении, что Nb способен вызывать накопление деформации в аустените до трансформации, обеспечивая значительное измельчение микроструктуры [1–3, 26–28]. В свою очередь, Mo помимо влияния сопротивления растворенного вещества на статическую кинетику рекристаллизации усиливает образование сложных неполигональных продуктов превращения [27, 28]. Эти стратегии преследуют более тонкие конечные микроструктуры, что приведет к лучшему сочетанию прочности и ударной вязкости. С другой стороны, стали, микролегированные Ti и Mo, имеют интересное сочетание высокой прочности и хорошей формуемости из-за широкой дисперсии карбидов титана нанометрового размера в тонкой матрице [21–23].

Стали HSLA обычно имеют очень низкое содержание углерода и небольшое количество легирующих элементов [1, 2, 14], и они классифицируются Американским институтом нефти (API) в порядке их прочности (X42, X46, X52,

X56, X60, X65, X70, X80, X100 и X120). Их свойства достигаются тщательным подбором состава микросплава, а также оптимизацией термомеханической обработки (ТМО) и условий ускоренного охлаждения после ТМО. Спецификации, касающиеся химического состава, механических свойств и других важных аспектов, таких как сварка, резка и производство материалов для нефтегазовых трубопроводов, определяются Американским институтом нефти (API), Международной организацией по стандартизации (ISO) и другими национальными агентствами [4–9].

#### **Требования по ГОСТ Р 53366–2009 к сталям для труб класса прочности K55**

Требования к химическому составу (табл. 1): ограничивается только содержание вредных примесей – содержание серы и фосфора должно быть не более 0,030 масс.% ( $P \leq 0,030$ ;  $S \leq 0,030$ ). Требования к механическим свойствам при испытании на растяжение:  $\sigma_T = 379...552$  МПа;  $\sigma_B \geq 655$  МПа (табл. 2).

#### **Требования к сталям для труб класса прочности K55**

В соответствии с требованиями API материалы для трубопроводов изготавливаются или поставляются с двумя уровнями спецификации продукта, известными как PSL 1 и PSL 2.

Таблица 1

Table 1

#### **Химический состав стали для трубопроводов по ГОСТ Р 53366–2009 (стр. 71, табл. 5)**

#### **Chemical composition of pipelines steel according to GOST R 53366-2009 (p. 71, Table 5)**

Класс / Class	Группа прочности / Strength Group	Тип / Type	Массовая доля элемента, % / Mass content of element, %														
			C		Mn		Mo		Cr		Ni		Cu		P	S	Si
			мин. / min	макс. / max	мин. / min	макс. / max	мин. / min	макс. / max	мин. / min	макс. / max							
1	H40	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,030	–	
	J55	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,030	–	
	K55	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,030	–	
	K72	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,030	–	
	N80	1	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,030	–	
	N80	Q	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,030	0,030	–	

**Требования к механическим свойствам стали для трубопроводов по ГОСТ Р 53366–2009  
(стр. 72, табл. 6)**

**Requirements for mechanical properties of steel for pipelines according to GOST R 53366–2009  
(p. 72, Table 6)**

Класс / Class	Группа прочности / Strength Group	Тип / Type	Полное удлинение под нагрузкой, % / Total elongation under load, %	Предел текучести $R_p$ / Yield strength $R_p$ , МПа		Предел прочности $R_m$ / Strength $R_m$ , МПа, min	Максимальная твердость / Maximum hardness		Задняя толщина стенки $t$ , мм / Back wall thickness $t$ , mm	Допустимый разброс твердости HRC / Permissible hardness variation HRC
				мин. / min	макс. / max		HRC	HBW		
1	H40	–	0,5	276	552	414	–	–	–	–
	J55	–	0,5	379	552	517	–	–	–	–
	K55	–	0,5	379	552	655	–	–	–	–
	K72	–	0,5	491	–	687	–	–	–	–
	N80	1	0,5	552	758	689	–	–	–	–
	N80	Q	0,5	552	758	689	–	–	–	–
2	M65	–	0,5	448	586	586	22	235	–	–
	L80	1	0,5	552	655	655	23	241	–	–
	L80	9Cr	0,5	552	655	655	23	241	–	–
	L80	13Cr	0,5	552	655	655	23	241	–	–

В соответствии со спецификациями API 5L трубы PSL 1 поставляются марок A25, A25P, A, B, X42, X46, X52, X56, X60, X65 и X70, тогда как трубы PSL 2 поставляются марок B, X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70, X80, X90, X100 и X120.

Стоит также отметить, что для труб марки PSL 1 не установлено ограничение по углеродному эквиваленту. Другое существенное различие основано на типе концов труб. Трубы PSL 1 могут изготавливаться и поставляться с гладкими концами, резьбовыми концами, раструбами и в качестве специальной соединительной трубы, тогда как трубы PSL 2 изготавливаются только с гладкими концами. В этом документе информация о химическом составе, механических свойствах и используемых технологиях изготовления труб указана для трубопроводной стали от X42 до X120. Исходные

марки A25, A25P, A и B исключены из основного обсуждения, поскольку эти марки считаются материалами средней прочности. По данным Американского общества металлов (ASM), низколегированная сталь с пределом текучести не менее 290 МПа считается высокопрочной сталью. Знание химического состава и механических свойств этих труб необходимо для понимания свариваемости и других аспектов сварки этих труб.

**Требования к химическому составу  
по API 5CT**

Ограничивается только содержание вредных примесей – содержание серы и фосфора должно быть не более 0,030 масс.% ( $P \leq 0,030$ ;  $S \leq 0,030$ ). Различия в требованиях по химическому составу между PSL 1 и PSL 2 показаны в табл. 3.

**Различия между материалами труб PSL 1 и PSL 2 в зависимости от их химического состава**  
**Differences between PSL 1 and PSL 2 pipe materials depending on their chemical composition**

Химия / Chemistry	PSL 1 (вес.%) / PSL 1 (weight%)	PSL 2 (масс.%) / PSL 2 (wt.%)
Максимум углерода для бесшовных труб	0,28 % для оценок $\geq B$	0,24 %
Максимум углерода для сварных труб	0,26 % для оценок $\geq B$	0,22 %
Максимум марганца для бесшовных труб	1,40 % для классов $\geq X46$	1,40 % для классов $\geq X46$
Максимум марганца для сварных труб	1,40 % для марок $\geq X46$ и $\leq X60$ ; 1,45 % для X65 и 1,65% для X70	1,40 % для марок $\geq X46$ и $\leq X60$ ; 1,45 % для X65; 1,65 % для X70; 1,85% для X80
Максимум фосфора	0,030 % для оценок $\geq A$	0,025 %
Максимум серы	0,03 %	0,02 %

### Свариваемость трубных сталей

Дополнительным критерием, предъявляемым к трубным сталям, является количественное значение углеродного эквивалента. Термин «углеродный эквивалент» (CE) используется для обозначения прокаливаемости или склонности к растрескиванию стального сварного шва. CE помогает оценить совокупное влияние всех важных легирующих элементов на микроструктуру (формирование мартенситной структуры) во время сварки стали, поскольку именно изменение микроструктуры стали определяет ее свойства и поведение после сварки. Поэтому всегда предпочтительнее более низкое значение CE, что указывает на хорошую свариваемость. Американский институт нефти принял две формулы ( $CE_{IIW}$  и  $CE_{P_{cm}}$ ) для определения предела углеродного эквивалента для трубной стали класса API PSL 2. Формула  $CE_{IIW}$  предоставлена Международным институтом сварки и обычно используется для простых углеродистых и углеродисто-марганцевых сталей.

В Европе рассчитывается критический параметр металла, обозначаемый  $P_{cm}$ .  $CE_{P_{cm}}$  взят из документов Японского общества инженеров по сварке.  $CE_{P_{cm}}$  был предложен специально для проверки свариваемости высокопрочных сталей:

$$P_{cm} = \%C + \frac{\%Si}{30} + \frac{\%Mn + \%Cu + \%Cr}{20} + \frac{\%Ni}{60} + \frac{\%Mo}{15} + \frac{\%V}{10} + 5B;$$

$$CE_{IIW} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \left( \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} \right) + \left( \frac{\%Cu + \%Ni}{15} \right).$$

В спецификации трубопроводной трубы API указало, что ограничения  $CE_{IIW}$  будут учитываться, если массовая доля углерода превышает 0,12 %.  $CE_{P_{cm}}$  используется, когда массовая доля углерода в составе стали меньше или равна 0,12 % (American Petroleum Institute, 2012). Помимо легирования металла важную роль в изменении микроструктуры играют термические циклы, а также скорости охлаждения при сварке. Перед прогнозированием поведения стали во время и после сварки также следует учитывать используемые сварочные материалы и условия подготовки и проведения процесса сварки.

Требования API 5СТ к сталям для труб по механическим свойствам при испытании на растяжение показаны в табл. 4.

Требования API 5СТ к сталям для труб группы прочности K55 по механическим свойствам при испытании на растяжение следующие:

**Требования API 5CT к сталям для труб по механическим свойствам при испытании на растяжение**  
**API 5CT requirements for pipe steels for mechanical properties in tensile tests**

Марка трубы / Pipe grade	Минимальный предел текучести, МПа / Minimum yield strength, MPa /	Максимальный предел текучести, МПа / Maximum yield strength, MPa	Минимальный предел прочности при растяжении, МПа / Minimum ultimate tensile strength, MPa	Максимальный предел прочности при растяжении, МПа / Maximum ultimate tensile strength, MPa
X42	290	496	414	758
X46	317	524	434	758
X52	359	531	455	758
X56	386	544	490	758
X60	414	565	517	758
X65	448	600	531	758
X70	483	621	565	758
X80	552	690	621	827
X90	625	775	695	915
X100	690	840	760	990
X120	830	1050	915	1145

щие:  $\sigma_T = 379...552$  МПа;  $\sigma_B \geq 655$  МПа; минимальное относительное удлинение, выражаемое в процентах, должно определяться по следующей формуле:

$$e = k \frac{A^{0,2}}{U^{0,9}}, \quad (1)$$

где  $e$  – минимальное удлинение в пределах расчетной длины 50,8 мм (2 дюйма) в процентах, округленное с точностью до 0,5 процента, когда оно менее 10 %, и до одного процента, когда оно составляет 10 % и выше;  $k$  – константа, равная 1942,57 (625 000 при расчете в дюймах);  $A$  – площадь поперечного сечения образца для испытания на растяжение в квадратных миллиметрах (квадратных дюймах), основанная на заданном наружном диаметре или номинальной ширине образца и заданной толщине стенки, округленная с точностью до 10 мм<sup>2</sup> (0,01 кв. дюйма) или 490 мм<sup>2</sup> (0,75 кв. дюйма) (в зависимости от того, что меньше);  $U$  – минимальный заданный предел прочности МПа (psi).

**Требования к ударной вязкости**

В соответствии с API 5CT [3] проводится испытание на удар по Шарпи для образцов с V-образным надрезом. Требование к поглощенной энергии удара испытанных образцов (не менее 3 шт.) должно составлять:

- для поперечных образцов  $KV^{+21} \geq 20$  Дж;
- для продольных образцов  $KV^{+21} \geq 27$  Дж.

Результат меньше требуемой поглощенной энергии может быть получен не более чем на одном образце, при этом значение поглощенной энергии должно быть меньше двух третей от требуемой. Допустимые размеры образцов для испытаний на удар и коэффициенты уменьшения поглощенной энергии удара представлены в стандартах (табл. 6).

**Требования к термообработке**

Стандарт API 5CT не содержит конкретных требований к термической обработке труб класса прочности K55, допускается поставка в состоянии после нормализации, нормализации

с последующим отпуском или после закалки и отпуска по всей длине и по всему телу трубы по выбору изготовителя или в соответствии с требованиями договора на поставку. Однако сварной шов электросварных труб должен подвергаться термообработке после сварки при температуре не ниже 540 °C (1000 °F) или обрабатываться таким образом, чтобы не осталось неотпущенного мартенсита. Это связано с требованиями к испытаниям труб на смятие.

### Производство труб для нефте- и газопровода

В настоящее время в производстве проката для труб большого диаметра используют две основные технологии: контролируемую прокатку с последующим охлаждением на воздухе и контролируемую прокатку с последующим ускоренным охлаждением. Базовая концепция термомеханической обработки (ТМО) или термомеханической контролируемой обработки (ТМКО) лежит в основе разработки многих усовершенствованных марок стали с улучшенными механическими свойствами за последние 50 лет.

При ТМКО скорости охлаждения и модели деформации влияют на неоднородность микроструктуры и кристаллографической текстуры толстостенных прокатанных пластин. Это приводит к неоднородности механического поведения по толщине и влияет на свойства пластины. Увеличение толщины стальной пластины приводит к существенным различиям в пластической способности деформации материала по направлению толщины на разных стадиях формовки [1–3]. Испытания механических свойств толстостенной трубопроводной стали K60 при ТМКО продемонстрировали эти различия по толщине [1, 2]. Толстостенная стальная пластина K60 подвергается более длительному времени выдержки в толщине около центра во время быстрого охлаждения; охлаждение происходит с меньшей скоростью и способствует росту зерна [8–13]. С другой стороны, изменения режима деформации также влияют на микроструктуру по толщине металла проката. В процессе горячей прокатки поверхностный слой подвергается сильной сдвиговой деформации из-за трения между поверхностью и валками, что приводит к возникновению множества дислокаций в феррите [10,

11]. Движущиеся дислокации переплетаются, образуя новые границы зерен, в результате чего исходные зерна феррита распадаются на множество субкристаллов [13, 25, 26]. Фрагментация субкристаллов приводит к более значительной деформации и увеличению внутренней запасенной энергии зерна, способствуя быстрому образованию феррита в поверхностном слое [25, 26]. Такое сочетание (быстрое охлаждение и сдвиговая деформация) приводит к уменьшению размера зерен в поверхностном слое. Упрочнение при измельчении зерна часто улучшает механические свойства. Уменьшение размера зерна увеличивает пластичность поверхностного слоя, благодаря чему более мелкий феррит обеспечивает лучшую координацию деформации, эффективно предотвращая концентрацию напряжений. При этом измельчение зерна эффективно ограничивает пространство движения дислокаций внутри феррита по поверхностному слою, усиливая взаимодействие между дислокациями и повышая прочность [9, 11].

Однако механические свойства, проявляемые микроструктурой, могут влиять на степень деформационного упрочнения и поведение пластических повреждений во время уже дальнейшего формования трубы, что в свою очередь влияет на конечные свойства трубы [1–4]. После формирования труб внешний и внутренний слои труб в стенках испытывают неоднократно растягивающие и сжимающие деформации соответственно [1–3]. Из-за этих различных историй деформации уплощенный сегмент стенок трубы часто демонстрирует неожиданно гораздо более низкий или более высокий предел текучести, чем у листового проката, из которого трубы изготовлены.

Многие исследования показали, что предел текучести материала увеличивается, а пластичность снижается в процессе производства, и что поведение деформации варьируется в зависимости от микроструктуры [8, 31]. Поэтому когда необходимо получить класс прочности стали ниже K60, то используют ТМО, а если требуется получить прокат с прочностью выше K60, то применяют ТМКО. Многие исследователи признают, что с увеличением толщины трубы свыше 27 мм в процессе производства труб остается много нерешенных вопросов по получению однородной структуры в сечении проката и в даль-

нейшем при последующем производстве трубы по толщине стенки в процессе формовки.

Трубы класса API могут изготавливаться как бесшовными, так и сварными. Бесшовный процесс – это процесс горячей обработки, используемый для формирования трубного изделия без сварного шва. Сварочные процессы, применяемые для изготовления труб класса API, можно разделить на процессы сварки без использования присадочного металла (контактная сварка, электросварка и лазерная сварка) и с использованием присадочного металла (сварка под флюсом и дуговая сварка металлическим электродом). Технологии изготовления сварных стальных труб и труб обычной электросваркой сопротивлением (ERW) показаны на рис. 2.

Процедуры изготовления стальных труб ERW начинаются с рулонного стального листа соответствующей толщины и определенной ширины, чтобы сформировать трубу, соответствующую определенным спецификациям. Стальная лента протягивается через ряд роликов, которые постепенно формируют цилиндрическую

трубку. Когда края цилиндрической пластины сходятся, в нужных точках прикладывается электрический заряд для нагрева краев, чтобы их можно было сварить вместе. Однако трудно получить хорошие характеристики при использовании обычного процесса ERW.

Причина в том, что стальные трубы ВПВ изготавливаются методом холодной прокатки стальных лент, а пластичность стальных труб неизбежно уступает пластичности стальной ленты из-за деформационного упрочнения при холодной прокатке. Кроме того, закалка, вызванная быстрым охлаждением после сварки, оказывает такое же влияние на механические свойства стальной трубы в сварном соединении.

Процессы, используемые для производства двух уровней спецификации продукта (PSL 1 и PSL 2) для трубных сталей HSLA, представлены в документах [4–9].

Из приведенной выше информации видно, что производство труб – это сложный высокотехнологический процесс; на его выходе получается инновационный продукт высокого качества,

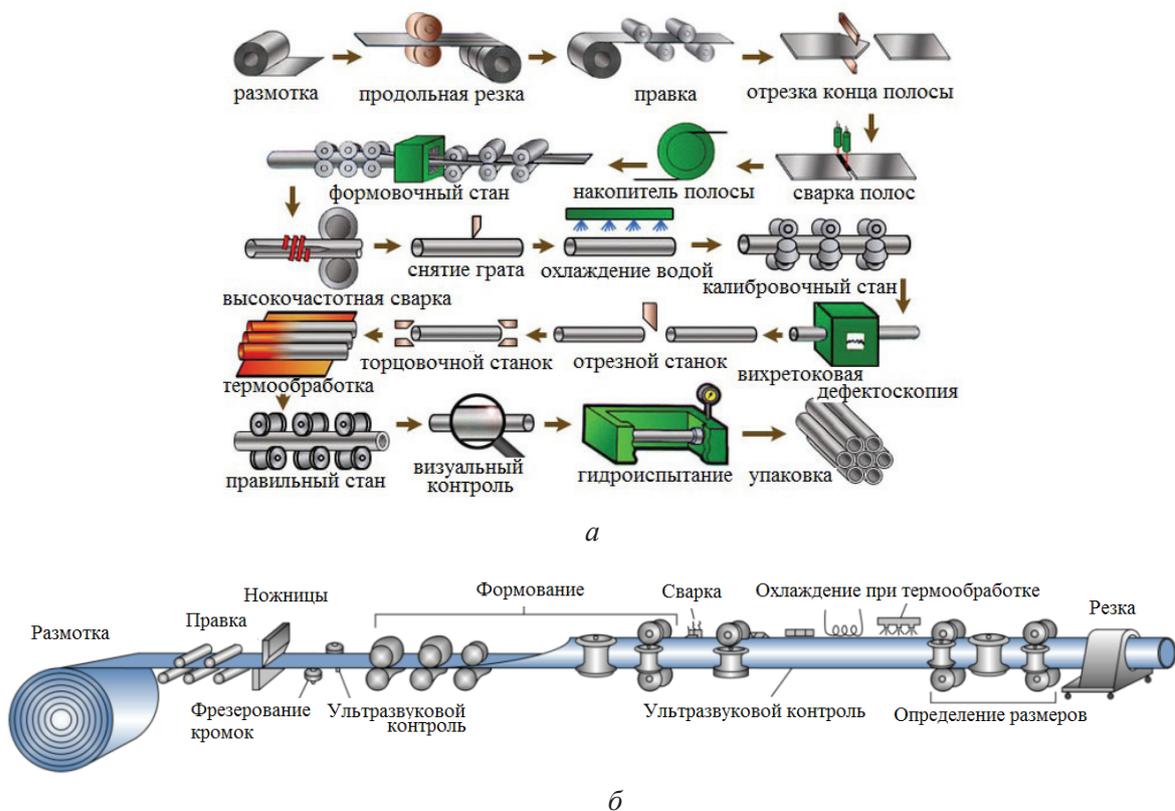


Рис. 2. Технологии изготовления сварных стальных труб (а) и труб обычной электросваркой сопротивлением (ERW) (б)

Fig. 2. Technologies for manufacturing welded steel pipes (a) and conventional electric resistance welded (ERW) pipes (b)

который в дальнейшем надо сварить в полевых условиях в газо- или нефтепровод.

Анализ работ [21–28] показывает, что при формировании сварного шва в сталях класса прочности K60 с преимущественной структурой феррита и перлита одновременно получить высокие значения прочности и ударной вязкости невозможно. Одним из перспективных направлений разработки высокопрочных трубных сталей является получение кристаллической упорядоченной бейнитной структуры [1, 2, 21–25] вместо феррито-перлитной.

В работе [26] показано, что в течение последних тридцати лет было разработано два поколения низколегированных сталей (феррит/перлит, а затем бейнит/мартенсит), которые широко использовались в конструкционных применениях. Ожидается, что третье поколение низколегированных сталей обеспечит высокую прочность, улучшенную пластичность и ударную вязкость, а также удовлетворит новым требованиям по снижению веса, экологичности и безопасности. В указанной статье рассматривается недавний прогресс в разработке низколегированных сталей третьего поколения с  $M^3$ -микроструктурой, а именно микроструктуры с многофазным, метастабильным аустенитом и многомасштабными выделениями; обобщены конструкции сплавов и способы обработки для контроля микроструктуры, а также механические свойства сплавов. Особое внимание уделяется стабилизации остаточного аустенита в низколегированных сталях. Затем рассматриваются многомасштабные нановыделения, в том числе карбиды микролегирующих элементов и обогащенные медью выделения, полученные в низколегированных сталях третьего поколения. Обсуждаются также взаимосвязи структуры и свойств сплавов третьего поколения. Наконец, изучаются перспективы и проблемы будущих приложений.

В работе [27] отмечается, что наиболее важными явлениями в этом контексте являются мартенситное фазовое превращение и связанные с ним эффекты пластичности аккомодации (TRIP) и пластичности, вызванной двойникованием (TWIP), которые возможны благодаря присутствию термодинамически метастабильного аустенита.

В работе [28] представлен обзор технологии изготовления высокопрочных трубопроводных

сталей. Проанализированы и обсуждены микроструктура и механические свойства листов и труб из стали марок X80, X100 и X120. Микроструктура стали X80 состоит из игольчатого феррита, содержащего фазу М/А (мартенсит/аустенитная составляющая). Было обнаружено, что протестированные стальные листы и трубы X80 показали превосходные характеристики при испытании на разрыв при падении веса (DWTT). DWTT 85 % SATT стали X80 в трубе составлял около  $-40$  °С. Деформационная способность трубопровода X80 оценивалась на крупногабаритной деформирующей машине, работающей под нагрузкой изгибающей и осевой силы сжатия. Было установлено, что разработанный трубопровод X80 соответствует требованиям норм DNV и API по устойчивости к изгибу. В случае стали X100 основной фазой был бейнитный феррит, имеющий речную и зернистую морфологию, а М/А существовал как вторая фаза. Было показано, что разработанная сталь X100 может быть реализована с соответствующими свойствами для труб UOE. DWTT 85 % SATT стальной трубы X00 был показан при температуре ниже  $-40$  °С. Была также опробована разработка трубопроводной стали марки X120. Микроструктура стали X120 состоит из бейнитного феррита и игольчатого феррита. Прочность на растяжение разработанных стальных листов и труб X120 полностью соответствует целевому показателю свойств, требуемому в текущем исследовании. DWTT 75 % SATT разработанной листовой стали X120 и трубы была ниже  $-30$  °С. Бейнитный феррит, проявляющий речную и зернистую морфологию, был основной фазой, а М/А существовал как вторая фаза.

В работах [2, 11–18] отмечается, что при сварке в полевых условиях труб из стали марок X80, X100 и X120 возникают трудности в обеспечении оптимальной структуры в зоне термического влияния (ЗТВ) и снижение механических свойств металла сварного шва.

### Технологии сварки

В стандарте ГОСТ 29273–92 дано определение свариваемости для всех металлических материалов с учетом всех процессов, различных типов конструкций и каких бы то ни было свойств, которым они должны удовлетворять:

«Определение свариваемости. Металлический материал считается поддающимся сварке до установленной степени при данных процессах и для данной цели, когда сваркой достигается металлическая целостность при соответствующем технологическом процессе, чтобы свариваемые детали отвечали техническим требованиям как в отношении их собственных качеств, так и в отношении их влияния на конструкцию, которую они образуют».

Согласно AWS (Американское общество сварки) свариваемость определяется «как способность материала свариваться в заданных условиях производства в конкретной и соответствующим образом спроектированной конструкции так, чтобы удовлетворительно выполнять намеченные функции». Эту концепцию, хотя и уникальную, можно разделить на три: эксплуатационная свариваемость, металлургическая свариваемость и свариваемость в процессе эксплуатации.

Эксплуатационная свариваемость связана с эксплуатационными условиями сварки, такими как сочетание процесса и природы основного металла, положение сварки, навыки сварщика, методы совместной сборки и др.

Металлургическая свариваемость связана с термическими и химическими условиями, которые могут создавать дефекты или нежелательные механические свойства в сварном соединении, связанные с металлургическими явлениями, такими как фазовое превращение, микросегрегация и др.

Свариваемость в процессе эксплуатации больше связана со сроком службы свариваемого компонента. В этом пункте основное внимание уделено металлургической свариваемости.

Металлургические вопросы производства трубных сталей широко освещены в литературе, вместе с тем последующая сварка труб

в полевых условиях вносит свои коррективы в эксплуатационную работоспособность всего трубопровода. Основные способы сварки труб: дуговая сварка электродом с низким содержанием водорода, дуговая сварка проволокой в среде защитного газа (GMAW), дуговая сварка с самозащитной проволокой (FCAW-S). Технологические особенности этих методов и оборудование хорошо освещены в литературе. Рассмотрим перспективные технологии [29–39].

Лазерно-дуговая гибридная технология (LAHW) и оборудование для автоматической сварки в период с 2000-х гг. находились в стадии исследований, разработок и проектирования [29–33]. В процессе гибридной лазерно-дуговой сварки (LAHW) лазерный луч и электрическая дуга взаимодействуют в сварочной ванне, и их синергетический эффект используется для выполнения более глубоких и узких сварных швов (рис. 3), увеличивая производительность [30–33].

Этот метод был успешно реализован в лаборатории при сварке корня во всех положениях линейных труб с диаметром притупления 8 мм, а лазерный источник и система охлаждения находятся в стадии исследования на предмет их применимости на месте [29, 30].

В обзорной работе [32] приведены данные по толщине свариваемых материалов (табл. 5). В работе [33] представлены промышленные варианты для сварки трубопроводов (рис. 4).

В работе [30] исследуется влияние параметров гибридной лазерно-дуговой сварки, тепловложения и предварительного нагрева на скорость охлаждения, микроструктуру и механические свойства сварного соединения. Образцы из стали API 5L X80 с толщиной корня 14 мм были сварены сварочной проволокой МФ 940 М. Показано, что снижение скорости охлаждения сварных швов с 588 до 152 °C/c уменьшает твердость металла шва с 343±12 НВ

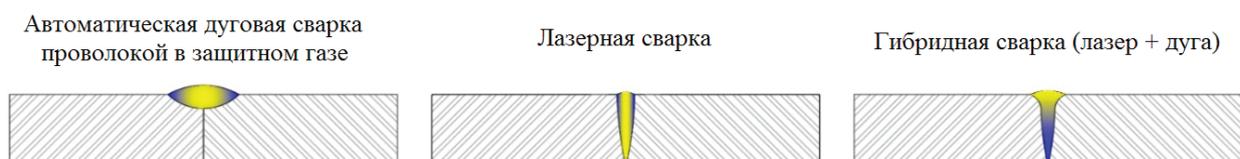
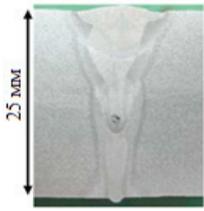
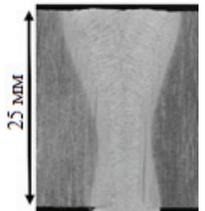
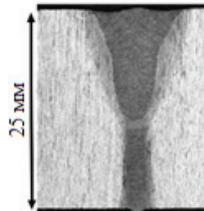
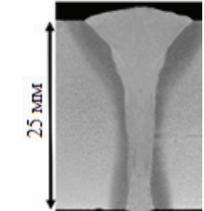
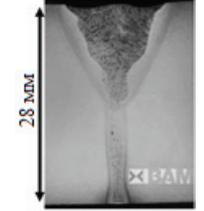
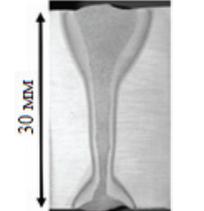
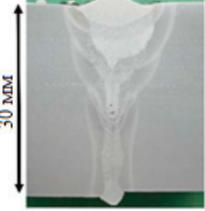
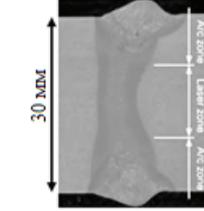
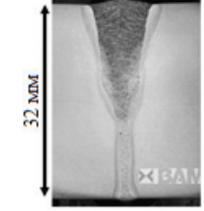
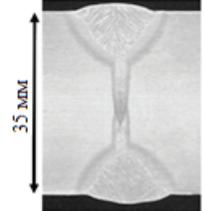
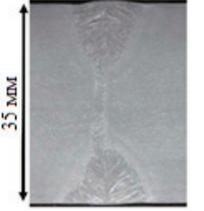
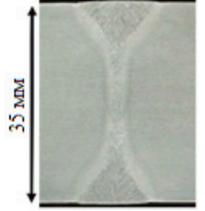
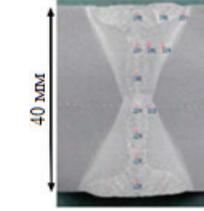
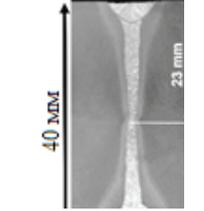
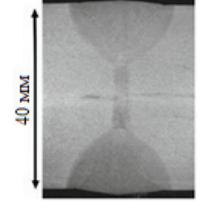
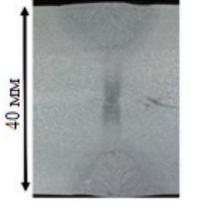
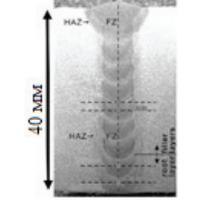
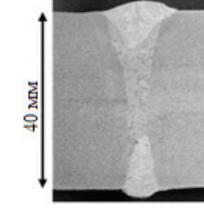
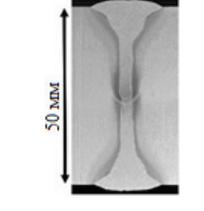


Рис. 3. Поперечное сечение сварных швов, соединенных различными способами сварки: GMAW, LBW и LAHW [31]

Fig. 3. Cross-section of welds joined by different welding methods: GMAW, LBW and LAHW [31]

**Сечения гибридных лазерных соединений из стали больших толщин [32]**  
**Cross-sections of hybrid laser joints made of heavy gauge steel [32]**

				
<p>AH36 H1, T3</p>	<p>S355J2 H3, T3</p>	<p>S355J2 H3, T1</p>	<p>S355J2 H3, T2</p>	<p>SM490A H2+CW, T2</p>
				
<p>API 5L X65 H2, T2</p>	<p>RQT701 H1, T3</p>	<p>AH36 H1, T2</p>	<p>High-strength H2,+ T4</p>	<p>API 5L X65 H2, T2</p>
				
<p>API X65 H5, T3</p>	<p>API X65 H4, T3</p>	<p>API X65 H4, T3</p>	<p>S355 J2+N H0, T3</p>	<p>HSLA H2+CW, T3</p>
				
<p>S355J2+N H6, T4</p>	<p>P265GH H4, T3</p>	<p>Q235 H2, T2</p>	<p>S355 J2+N H0, T4</p>	<p>SM490A H2+CW, T3</p>
	<p>H0 – дуга GMAW + лазер                  H1 – дуга GMAW + лазер CO<sub>2</sub>                  H2 – дуга GMAW + волоконный лазер                  H3 – дуга GMAW + дисковый лазер                  H4 – дуга SAW + дисковый лазер                  H5 – дуга SAW + лазер CO<sub>2</sub>                  H6 – GMAW + SAW</p>			<p>T1-OS_SP                  T2-OS_MP                  T3-DS_SP                  T4-DS_MP</p>
<p>S460 H5, T3</p>				

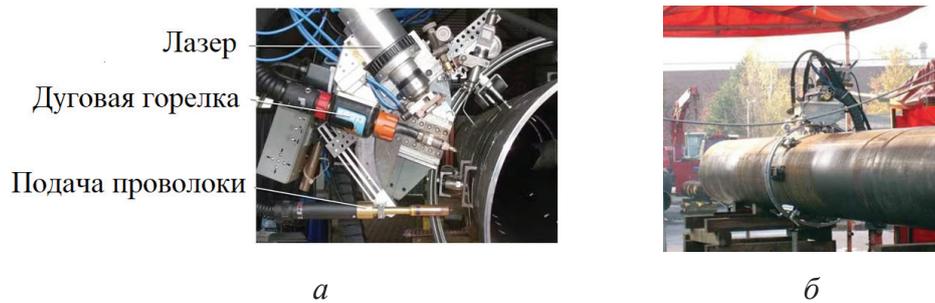


Рис. 4. Лабораторный вариант лазерно-дуговой гибридной технологии (а) и полевой вариант для сварки труб (б) [33]

Fig. 4. Laboratory version of laser-arc hybrid technology (a) and field version for pipe welding (b) [33]

до  $276 \pm 6$  HV и предел прочности при растяжении от  $1019,5 \pm 14$  МПа до  $828 \pm 10$  МПа, а также что увеличение бейнитной фазы металла шва выявлено при увеличении температуры предварительного подогрева до  $180$  °С и максимальной погонной энергии.

В работе [31] отмечается, что для освоения ресурсов нефти и газа в глубоководных районах необходима прокладка большого количества подводных трубопроводов. J-образная укладка является основным методом прокладки глубоководных подводных трубопроводов. Сварка кольцевого шва в горизонтально-вертикальном положении является обязательной частью метода J-образной укладки. В настоящее время обычно используется следующая последовательность: сварка корня шва, горячий проход, заполняющие и облицовочные слои шва сварных соединений [31]. Из-за проблем с эффективностью и качеством сварки традиционные методы сварки не смогли удовлетворить требованиям промышленных трубопроводов с более толстой стенкой трубы и большим диаметром трубы, поэтому срочно требовалось разработать метод сварки с высокой эффективностью и производительностью, а также с высокой степенью автоматизации. Характеристики источника тепла гибридной сварки лазер-MAG, которая сочетает в себе глубокое проникновение лазера и широкую адаптируемость дуги, делают ее очень подходящей для сварки труб с более толстыми стенками [29–34]. По сравнению с обычной сваркой в горизонтально-вертикальном положении гибридная имеет следующие преимущества: глубокий провар, высокая скорость сварки и высокое качество сварки. Уровень проплавления при

односторонней сварке такой же, как и при других методах корневой сварки плюс один заполняющий проход. В то же время это уменьшает разбрызгивание и деформацию при сварке, снижает потребность в обратной строжке и повышает эффективность производства [29–32].

Для исследования технологии гибридной лазер-MAG-сварки в области прокладки трубопроводов (для сварки в горизонтально-вертикальном положении) проведена большая работа в России и за рубежом [34, 35]. Использование гибридной лазер-MAG-сварки не только повышает скорость и качество сварки, но также дает большие преимущества в снижении чувствительности стыковых соединений и дефектов сварки [34, 35].

Несмотря на существенный прогресс ЛАНВ в техническом исполнении, проведение исследовательских работ по изучению структуры и свойств металлов и с учетом неоспоримого факта, что эта технология обладает высокой проникающей способностью и эффективностью, на настоящем этапе развития она считается промышленной инновацией. Технология и оборудование нуждаются в постоянном совершенствовании в процессе, чтобы соответствовать требованиям полевой сварки.

Процесс сварки MAG с контролируемым переносом (ТС) является производным от процесса MAG для сварки корневого прохода в трубопроводах. Существуют различные патенты на управление переключением при коротком замыкании [35], например управление, разработанное и запатентованное компанией The Lincoln Electric Company под торговым названием «STT® (Surface Tension Transfer)» [35]. Один

из вариантов сварочного процесса MAG-TC заключается в контроле тока без изменения скорости подачи электрода с использованием для этого специального сварочного источника, что обеспечивает низкую сварочную энергию, дым и брызги. Уменьшение скорости разбрызгивания сокращает время, необходимое для очистки как горелки, так и сварного соединения [35].

Перенос металла, полученный этим процессом, осуществляется путем короткого замыкания с использованием чистого  $\text{CO}_2$  или смесей  $\text{Ar}/\text{CO}_2$  в качестве защитного газа [35]. На рис. 5 показана форма сигнала, используемая в процессе MAG-СТ.

В отличие от источников для процесса MAG, источники для процесса MAG-TC работают с характеристикой постоянного тока, а не кривой постоянного напряжения. Таким образом, источник способен за короткий промежуток времени изменить электрический ток дуги. Стабильность дуги сохраняется даже при изменении длины электрода и угла сварки благодаря точному контролю сварочного тока. Таким образом, как и в процессе MAG, устраняется изменение тока для регулировки удлинения электрода, что гарантирует отсутствие точечного уменьшения передаваемого тепла [35].

Точка *A* на рис. 5 соответствует базовому току (от 50 до 100 А), имеющему функцию поддержания дуги открытой и передачи тепла в сварочную ванну. Когда капля, образовавшаяся на кончике электрода, касается расплавленной ванны, создавая короткое замыкание (точка *B*), происходит падение тока. В точке *C* применяется ток пинч-эффекта капли (пинч-эффект), который имеет функцию отделения капли от кончика электрода и помещения ее в ванну расплава. В точке *D* электронное управление источником сварочного тока контролирует электрические параметры дуги и определяет, когда жидкостный мостик между расплавленной каплей и кончиком проволоки собирается разорваться, чтобы затем уменьшить ток до значений от 45 до 50 А, обеспечивая восстановление электрической дуги. После восстановления дуги (точка *E*) подается пиковый ток, функция которого заключается в давлении на расплавленную ванну вниз, чтобы предотвратить короткое замыкание и нагреть соединение. Функция «хвоста» заключается в контроле скорости снижения пикового тока до ба-

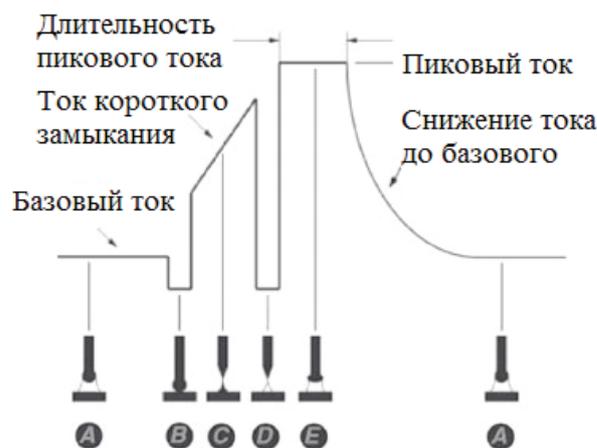


Рис. 5. Форма импульса сварки с контролируемым переносом (TC)

Fig. 5. Welding pulse shape with controlled transfer (TC)

зового тока, она действует как грубый контроль энергии сварки.

Преимущества использования процесса MAG-TC при сварке корневого шва труб по сравнению со сваркой MAG заключаются в том, что контроль короткого замыкания предотвращает возникновение непроваров, сильного задымления и разбрызгивания даже при использовании  $\text{CO}_2$  в качестве защитного газа, что обеспечивает хорошую чистоту поверхности и прочность сварного шва [35]. Процесс MAG-TC имеет скорость сварки в четыре раза выше, чем процесс TIG [35].

По отношению к процессу ER процесс MAG-TC имеет преимущества главным образом с точки зрения повышения производительности: нет необходимости останавливать сварку для смены расходных материалов и шлифовки после окончания корневого прохода, поскольку в отличие от процесса ER профиль сварного шва плоский. Чистовой профиль корневого прохода целлюлозными проволоками выпуклый, что приводит к большим потерям времени на операции шлифования валика [35].

Еще одним перспективным способом с точки зрения снижения себестоимости сварочных работ и повышения производительности является контактная стыковая сварка труб (КСО), которая существенно повышает производительность работ. Однако недостатком указанной технологии является нестандартная разделка кромок. Для решения этого вопроса возможна гибридная технология комбинирования спосо-

бов контактной сварки и сварки порошковой проволокой (ДСПП). При КСО трудно получить высокую ударную вязкость соединения на образцах с острым надрезом (Шарпи). Для получения требуемых показателей ударной вязкости на сварных соединениях КСО труб рекомендуется выполнять дополнительную технологическую операцию – локальную термообработку сварного стыка.

Сварка трением с перемешиванием (FSW) находится в стадии исследования и внедрения в традиционные технологии сварки трубопроводов. Стальные пластины трубопровода X80 были сварены трением с перемешиванием (FSW) в условиях охлаждения воздухом, водой, жидким  $\text{CO}_2$  плюс водой и жидким  $\text{CO}_2$ , что позволило получить бездефектные сварные швы [26]. Были изучены микроструктурная эволюция и механические свойства этих соединений FSW. Показано, что ударная вязкость металла в ЗТВ на 20–60 % выше по сравнению с традиционными методами сварки [26].

### Особенности сварки

Сварной шов формируется при кристаллизации расплава сварочной ванны, содержащего как основной, так и присадочный (при его введении) материал. Сварочные термические циклы вызывают значительные изменения механических свойств основного материала. Общеизвестно, что металлы сварных швов стали отличаются от большинства исходных сталей тем, что они имеют быстро охлаждающуюся литую структуру и большое количество оксидных включений. Эти характеристики вызывают высокий уровень сегрегации и постоянное изменение режима затвердевания даже в одной и той же столбчатой области [11–16], что делает понимание микроструктуры и механических свойств сложной задачей.

### Влияние скорости охлаждения на сварку труб

Чем больше скорость охлаждения, тем выше механическая прочность. Скорость охлаждения зависит от нескольких факторов, таких как физические свойства материала, предварительный нагрев, межпроходная температура,

толщина трубы, энергия сварки и геометрия соединения [1, 24].

Предварительный нагрев используется для уменьшения скорости охлаждения. Температуру предварительного нагрева можно определить на основе расчета углеродного эквивалента. На рис. 6 показан график зависимости температуры предварительного нагрева от углеродного эквивалента для сталей API 5L X100.

При сварке стали API 5L X80 используемые значения предварительного нагрева составляют от 100 до 150 °С. Автор [24] рассматривает риск растрескивания как функцию температуры предварительного нагрева и углеродного эквивалента при использовании электродов с целлюлозным покрытием.

В трубах с более толстыми стенками отдача тепла остальному основному металлу выше, что увеличивает скорость охлаждения. Поэтому чем больше толщина трубы, тем выше скорость охлаждения и, следовательно, закалка, получаемая в ЗТВ. Трубы с более толстыми стенками также подвергаются большему сжатию во время сварки, что приводит к более высоким остаточным напряжениям [24].

Диаметр трубы тоже влияет на свариваемость, поскольку трубы большого диаметра имеют тенденцию увеличивать время между проходами. Это способствует более быстрому

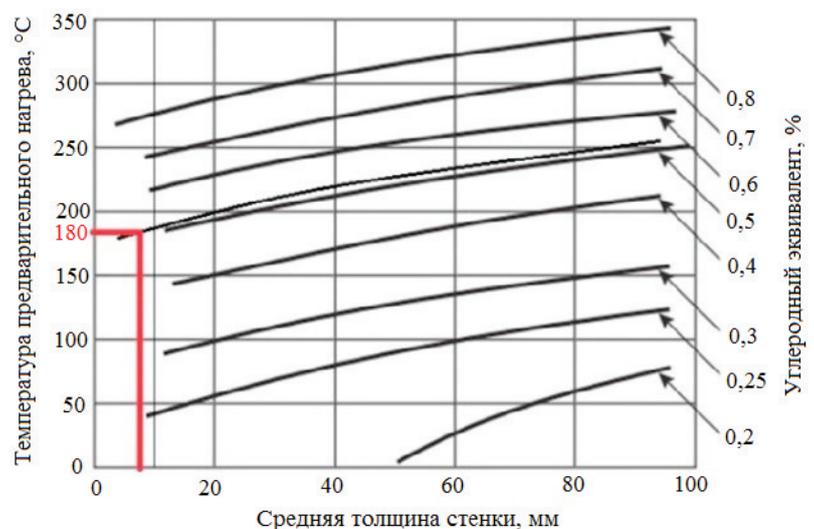


Рис. 6. Зависимости температуры предварительного нагрева от углеродного эквивалента для сталей и толщины металла Сефериана [24]

Fig. 6. The dependences of the preheating temperature on the carbon equivalent for steels and *Seferian* metal thickness [24]

охлаждению сварного шва, что может привести к образованию трещин [1].

Влияние структурных параметров на микро-механизм разрушения металла сварного соединения из традиционных низкоуглеродистых низколегированных трубных сталей было предметом значительных работ [11–23]. Показано, что разрушение металла участка шва ЗТВ сварного соединения сталей этого класса соответствует двум механизмам: хрупкому транскристаллитному и вязкому.

В работах [36, 37] исследовано влияние параметров структуры бейнита на микромеханизм разрушения при сварке низкоуглеродистых низколегированных высокопрочных сталей (категории прочности K65 и K70). Показано, что происходит формирование преимущественно бейнитной структуры, отличной от морфологии традиционных трубных сталей (бейнитная структура с зернистой микроструктурой, т. е. глобулярный бейнитный феррит (ГБФ), а также реечный бейнитный феррит (ЛБФ), состоящий из тонких длинных реек, объединенных в крупные пакеты относительно равноосной формы).

В работе [38] исследованы микроструктурные механизмы снижения значений ударной вязкости крупнозернистой околошовной зоны двух низколегированных сталей марки K60. Показано, что наибольшее влияние на ударную вязкость околошовной зоны оказывают включения нитрида титана, скалывание которых в пределах крупных бейнитных пакетов может привести к макрохрупкому разрушению образцов.

При оценке влияния сварки на изменения свойств трубной стали необходимо понимать, что прочность и предел текучести на растяжение труб имеет широкий диапазон. Например, на рис. 7 представлен пример допустимых диапазонов изменения предела текучести и прочности на растяжение труб серии X по API 5L.

Верхний предел прочности на растяжение марок X80 и выше увеличивается с маркой трубы. Даже для одного и того же класса допустимый диапазон прочности находится в большом интервале варьирования. Тем не менее исследования показали, что критический коэффициент согласования прочности, удовлетворяющий требованиям деформации, не зависит от прочности трубы [39–50]. Таким образом, требования к прочности на растяжение металла сварного

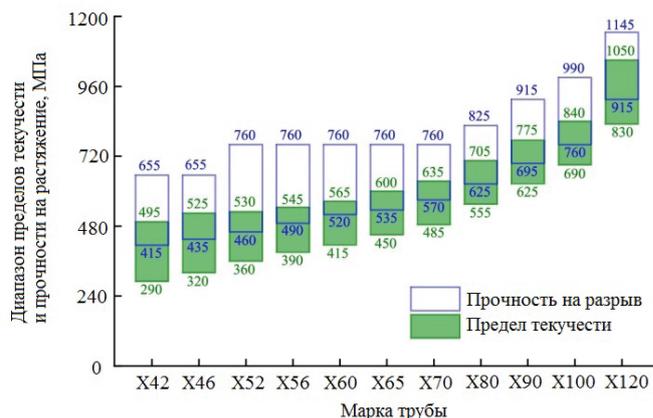


Рис. 7. Допустимый разброс прочности труб по API 5L [39]

Fig. 7. Permissible variation of pipe strength according to API 5L [39]

шва должны быть очень высокими, если верхний предел прочности трубы используется для установки требований прочности к металлу сварного шва, особенно если несоосность труб от высокой до низкой и кажущаяся вязкость разрушения установлены консервативно [39, 40, 45–50].

Требование к прочности по-прежнему трудно выполнить в практической плоскости при проектировании трубопроводов с учетом имеющихся в настоящее время методов сварки и других ограничений [39–50].

Поскольку большинство параметров, влияющих на деформационную способность, являются неопределенными, требования к прочности на растяжение, полученные детерминированными методами проектирования, могут быть недостаточно реалистичными. Следовательно, при рассмотрении вероятностного распределения параметров следует применять подход, основанный на надежности. Кроме того, надлежащие требования к коэффициенту согласования прочности металлов кольцевых сварных швов могут быть научно определены путем принятия теории структурной надежности [38, 39].

Современные требования к прочности и другим механическим свойствам кольцевых сварных соединений труб в основном отражены в квалификационных требованиях к сварщикам. Аномалии в виде перекосов стыков труб и трубопровода в целом, а также микротрещин неизбежны для трубопроводов большого диаметра из высокопрочной стали [40]. В последние десятилетия проведено множество исследований кольцевых швов наземных и морских трубопроводов

с трещинами под эксплуатационной нагрузкой [38–41].

В табл. 6 представлены обобщенные требования нормативных документов, принятых в разных странах, к прочности на растяжение кольцевых сварных соединений. Почти во всех стандартах указано, что разрушенные образцы в месте сварки могут быть приняты, если предел прочности на растяжение сварного шва выше

установленного минимального предела прочности на растяжение  $\sigma_b$  основной трубы.

Однако в результате анализа видно, что действующие стандартные требования к прочности сварного шва на растяжение обычно основаны на нижнем пределе прочности трубы на растяжение. Следует обратить внимание на то, что это требование направлено на достижение высокой прочности стыкового кольцевого шва трубопро-

Таблица 6

Table 6

**Требования к прочности на растяжение металла сварного шва в различных нормах и стандартах**  
**Tensile strength requirements for weld metal in various specifications and standards**

Документы	Требование к прочности на растяжение
ISO 13847; API 1104; AS/NZS 2885.2:2020; DEP 31.40.20.37-GEN	Если образец разрушается в зоне сварки или сплавления, то наблюдаемая прочность должна быть больше или равна $\sigma_b$ материала трубы, а также удовлетворять требованиям прочности. Если образец разрушается за пределами как сварного шва, так и зоны термического влияния (ЗТВ), то прочность должна быть не менее 95 % прочности $\sigma_b$ материала трубы
CSA Z662	Прочность на растяжение испытательных образцов должна быть равна или превышать $\sigma_b$ основного металла или 95 % $\sigma_b$ основного металла, если разрушение происходит за пределами сварного шва и ЗТВ
GB/T 31032	Если образец разрушается в зоне сварки или сплавления, то наблюдаемая прочность должна быть больше или равна $\sigma_b$ материала трубы и соответствовать требованиям прочности. При разрушении образца вне шва и ЗТВ прочность должна быть не менее $\sigma_b$ материала трубы
РД 26-11-08-86 «Соединения сварные. Механические испытания»	Общий результат испытаний считается неудовлетворительным, если хотя бы один из образцов показал результат, отличающийся от установленных норм (в сторону снижения): по временному сопротивлению разрыву – более чем на 10 %; по ударной вязкости – более чем на $0,5 \text{ кгс} \cdot \text{м/см}^2$ ( $0,05 \text{ МДж/м}^2$ ). Указанные положения сохраняют силу и в том случае, когда среднее арифметическое результатов испытаний соответствует нормативным показателям
ГОСТ 31447–2012 «Трубы стальные сварные для магистральных газопроводов, нефтепроводов и нефтепродуктопроводов. Технические условия»	Временное сопротивление сварного соединения труб всех типов при испытании плоского образца со снятыми усилениями швов или грата должно быть не менее значения $\sigma_b$ для основного металла. Максимальные фактические значения временного сопротивления $\sigma_b$ не должны превышать установленные нормы более чем на 108 МПа для классов прочности до K55 и более чем на 98 МПа для классов прочности K55 и более
СНиП III-42-80 «Сборка, сварка и контроль качества сварных соединений трубопроводов»	Временное сопротивление разрыву сварного соединения, определенное на разрывных образцах со снятым усилением, должно быть не меньше нормативного значения временного сопротивления разрыву металла труб
ГОСТ 32569–2013 «Трубопроводы технологические стальные. Требования к устройству и эксплуатации на взрывопожароопасных и химически опасных производствах»	Минимальные нормы механических свойств сварных соединений должны быть не ниже нижнего значения временного сопротивления разрыву основного металла по стандарту или ТУ для данной марки стали

вода. В таком случае разрушение испытательных образцов в месте сварки приведет к сварке кольцевых сварных швов в условиях недостаточной прочности. При таких обстоятельствах нижний предел прочности на растяжение основного материала будет необоснованно использоваться в качестве требования для оценки прочности на растяжение кольцевого сварного шва [40], подтверждая, что действующие требования к прочности на растяжение кольцевых сварных швов не могут в полной мере обеспечить необходимую безопасность трубопроводных систем. Кроме того, требования к прочности на растяжение сварного шва, существующие в действующих нормах и стандартах, не предлагаются для удовлетворения определенных требований к деформации кольцевых сварных швов. Требования к деформации трубопроводов, пересекающих различные ландшафты и геологические опасности, могут быть совершенно разными. Следовательно, требования к прочности на растяжение кольцевых сварных швов должны быть разработаны и определены в соответствии с различными ситуациями требований к деформации [42–50].

Действующий принцип соответствия прочности и ударной вязкости сварных соединений за счет повышения прочности и широкого диапазона фактической прочности основного металла стальной трубы не совсем корректен, так как снижает безопасность эксплуатации трубопровода [40, 41].

Из-за особенностей сварочного процесса уравновесить прочность и ударную вязкость в металле сварного шва сложнее, чем в трубной стали, прошедшей термомеханическую контролируемую прокатку (ТМКП), поскольку металл

представляет собой литейную структуру, формирующуюся в процессе нагрева, плавления и затвердевания. Чем выше класс прочности трубной стали, тем сложнее достичь равновесия в металле шва. С другой стороны, широкий диапазон фактической прочности стальной трубы затрудняет реализацию стандартного соответствия более высокой или равной прочности (рис. 8) [41].

## Выводы

В ходе проведенного анализа литературных источников, связанных с технологиями производства труб и последующей сварки, выявлено два пути повышения напряженности линейной трубы. Один из них заключается в тщательном проектировании металлургического химического состава и точном контроле состава сплава при плавке. Другой заключается в точном контроле скорости охлаждения при прокатке. Они превосходно защищают сталь трубопровода высокой прочности от холодных трещин и хрупкости ЗТВ. Однако при сварке появляются новые технические трудности.

С принятием метода термомеханической прокатки листа для труб отечественная сталь требует дифференцированной системы легирующих элементов и лучшего контроля параметров прокатки листового проката. Отечественная сталь типа X80 требует большей осторожности при сварке, особенно при сборке трубопроводов в полевых условиях. Независимо от класса классификации API сварка является основным процессом изготовления и сборки трубопроводов. Сварочные процессы требуют много времени

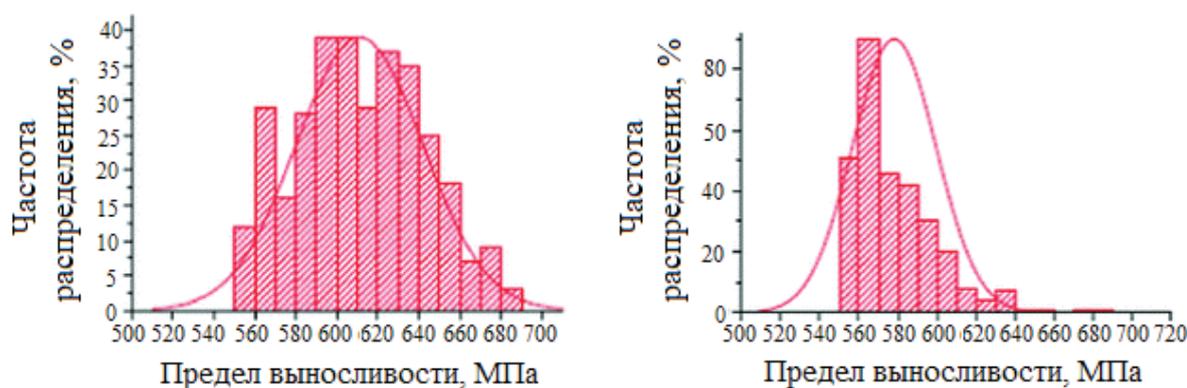


Рис. 8. Распределение прочности труб из разных источников в проекте трубопровода X80 [41]

Fig. 8. Distribution of pipes strength from different sources in the X80 pipeline project [41]

при изготовлении и сборке указанных конструкций. Этот факт необходимо учитывать в подходе к изучению вопросов повышения эффективности используемых сварочных процессов или внедрения новых процессов с целью улучшения соотношения затрат и выгод при реализации этих конструкций.

Даже по сравнению с высокопроизводительными процессами сварки, такими как гибридный лазер и электронно-лучевая сварка, наиболее часто используемым процессом при производстве труб по-прежнему остается дуга под флюсом, применяемая с помощью тандемной техники. В сварочных процессах, использующихся при сборке трубопроводов в полевых условиях, продолжает широко применяться покрытый электрод. Однако процессы MAG с контролируемым переносом в сочетании с процессом с порошковой проволокой представляют собой прекрасную альтернативу замене обычного покрытого электрода.

Хотя предел прочности на растяжение кольцевых сварных соединений не ниже минимального заданного предела прочности трубы на растяжение, кольцевому сварному соединению соответствует прочность, равная или меньшая по сравнению с фактической прочностью стальной трубы, что требует тщательного отбора сварочных материалов и процесса.

### Список литературы

1. Эфрон Л.И. *Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали.* – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с.
2. Матросов Ю.И., Литвиненко С.А., Голованенко С.А. *Сталь для магистральных трубопроводов.* – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.
3. API Spec 5CT. *Обсадные и насосно-компрессорные трубы. Технические условия.* – 9-е изд. – Американский нефтяной институт, 2011. – 287 с.
4. DSTU ISO 11960:2020. *Petroleum and natural gas industries – Steel pipes for use as casing and tubing for wells.* – Geneva, Switzerland: IOS, 2020.
5. СТО Газпром 2-4.1-228–2008. *Технические требования к насосно-компрессорным трубам для месторождений ОАО «Газпром».* – М.: ОАО «Газпром», 2008. – 32 с.
6. Oil and gas wells and their integrity: Implications for shale and unconventional resource exploitation / R.J. Davies, S. Almond, R.S. Ward, R.B. Jackson, C. Adams, F. Worrall, L.G. Herringshaw, J.G. Gluyas, M.A. Whitehead // *Marine and Petroleum Geology.* – 2014. – Vol. 56. – P. 239–254. – DOI: 10.1016/j.marpetgeo.2014.03.001.
7. Study of failure frequency and failure cases in oil & gas pipeline / J.H. Luo, F.P. Yang, K. Wang, L. Zhang, X.W. Zhao, C.Y. Huo // *Heat Treatment of Metals.* – 2015. – Vol. 40, S1. – P. 470–474.
8. Numerical simulation method for strain capacity of girth welding joint on X80 pipeline with 1 422 mm diameter / H. Zhang, K. Wu, X. Liu, Y. Yang, Y. Sui, Z. Zhang // *Oil & Gas Storage and Transportation.* – 2020. – Vol. 39 (2). – P. 162–168.
9. A strain-based fracture assessment for offshore clad pipes with ultra undermatched V groove weld joints and circumferential surface cracks under large-scale plastic strain / X. Zhao, L. Xu, H. Jing, Y.D. Han, L. Zhao // *European Journal of Mechanics – A/Solids.* – 2019. – Vol. 74. – P. 403–416. – DOI: 10.1016/j.euromechsol.2018.12.002.
10. Microstructures and mechanical properties in two X80 weld metals produced using similar heat input / A.R.H. Midawi, E.B.F. Santos, N. Huda, A.K. Sinha, R. Lazor, A.P. Gerlich // *Journal of Materials Processing Technology.* – 2015. – Vol. 226. – P. 272–279. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.07.019.
11. Sha Q., Li D. *Microstructure, mechanical properties and hydrogen induced cracking susceptibility of X80 pipeline steel with reduced Mn content* // *Materials Science and Engineering: A.* – 2013. – Vol. 585. – P. 214–221. – DOI: 10.1016/j.msea.2013.07.055.
12. Microstructure evolution of the semi-macro segregation induced banded structure in high strength oil tubes during quenching and tempering treatments / B. Li, M. Luo, Z. Yang, F. Yang, H. Liu, H. Tang, Z. Zhang, J. Zhang // *Materials.* – 2019. – Vol. 12 (20). – P. 3310. – DOI: 10.3390/ma12203310.
13. Study of mechanical properties of C-Mn-Si composition metal after wire-arc additive manufacturing (WAAM) / A.E. Balanovskiy, N.A. Astafyeva, V.V. Kondratyev, A.I. Karlina // *CIS Iron and Steel Review.* – 2021. – Vol. 22. – P. 66–71. – DOI: 10.17580/cisirs.2021.02.12.
14. Investigation of macro and micro structures of compounds of high-strength rails implemented by contact butt welding using burning-off / M.G. Shtayger, A.E. Balanovskiy, S.K. Kargapoltsev, V.E. Gozbenko, A.I. Karlina, Yu.I. Karlina, A.S. Govorkov, B.O. Kuznetsov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering.* – 2019. – Vol. 560 (1). – P. 012190. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012190.
15. Study of impact strength of C-Mn-Si composition metal after wire-arc additive manufacturing (WAAM) / A.E. Balanovskiy, N.A. Astafyeva, V.V. Kondratyev, Yu.I. Karlina // *CIS Iron and Steel Review.* – 2022. – Vol. 24. – P. 67–73. – DOI: 10.17580/cisirs.2022.02.10.



16. Comparative analysis of structural state of welded joints rails using method of Barkhausen effect and ultrasound / A.E. Balanovsky, M.G. Shtayger, V.V. Kondrat'ev, A.I. Karlina, A.S. Govorkov // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2018. – Vol. 1118 (1). – P. 012006. – DOI: 10.1088/1742-6596/1118/1/012006.
17. Effects of Q&T parameters on phase transformation, microstructure, precipitation and mechanical properties in an oil casing steel / Q. Zhang, Q. Yuan, Z. Xiong, M. Liu, G. Xu // *Physics of Metals and Metallography*. – 2021. – Vol. 122 (14). – P. 1463–1472. – DOI: 10.1134/S0031918X21140180.
18. Effect of microstructure on the yield ratio and low temperature toughness of linepipe steels / Y.M. Kim, S.K. Kim, Y.J. Lim, N.J. Kim // *ISIJ International*. – 2002. – Vol. 42 (12). – P. 1571–1577. – DOI: 10.2355/isijinternational.42.1571.
19. Comparative evaluation of austenite grain in high-strength rail steel during welding, thermal processing and plasma surface hardening / A.D. Kolosov, V.E. Gozbenko, M.G. Shtayger, S.K. Kargapol'tsev, A.E. Balanovskiy, A.I. Karlina, A.V. Sivtsov, S.A. Nebogin // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 560. – P. 012185. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012185.
20. Determination of rail steel structural elements via the method of atomic force microscopy / A.E. Balanovskiy, M.G. Shtayger, V.V. Kondratyev, A.I. Karlina // *CIS Iron and Steel Review*. – 2022. – Vol. 23. – P. 86–91. – DOI: 10.17580/cisirs.2022.01.16.
21. Смирнов М., Пышминцев И., Борякова А. Классификация микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей // *Металлург*. – 2010. – № 7. – С. 45–51.
22. Ниобийсодержащие низколегированные стали / Ф. Хайстеркамп, К. Хулка, Ю.И. Матросов, Ю.Д. Морозов, Л.И. Эфрон, В.И. Столяров, О.Н. Чевская. – М.: Интермет Инжиниринг, 1999. – 94 с.
23. Baker T.N. Microalloyed steels // *Ironmaking & Steelmaking*. – 2016. – Vol. 43 (4). – P. 264–307. – DOI: 10.1179/1743281215Y.0000000063.
24. Procedures, considerations for welding X80 line pipe established / H.G. Hillenbrand, G. Niederhoff Hauck, E. Perteneder, G. Wellnitz // *Oil & Gas Journal*. – 1997. – Vol. 37. – P. 47–56.
25. Morrison W.B. Microalloy steels—the beginning // *Materials Science and Technology*. – 2009. – Vol. 25 (9). – P. 1066–1073. – DOI: 10.1179/174328409X453299.
26. Microstructure and mechanical properties of X80 pipeline steel joints by friction stir welding under various cooling conditions / G.M. Xie, R.H. Duan, P. Xue, Z.Y. Ma, H.L. Liu, Z.A. Luo // *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. – 2020. – Vol. 33. – P. 88–102. – DOI: 10.1007/s40195-019-00940-0.
27. Current challenges and opportunities in microstructure-related properties of advanced high-strength steels / D. Raabe, B. Sun, A. Kwiatkowski Da Silva, B. Gault, H.-W. Yen, K. Sedighiani, P.T. Sukumar, I.R. Souza Filho, S. Katnagallu, E. Jäggle, P. Kürnstener, N. Kusampudi, L. Stephenson, M. Herbig, C.H. Liebscher, H. Springer, S. Zaefferer, V. Shah, S.-L. Wong, C. Baron, M. Diehl, F. Roters, D. Ponge // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2020. – Vol. 51. – P. 5517–5586. – DOI: 10.1007/s11661-020-05947-2.
28. New development of high grade X80 to X120 pipeline steels / J.Y. Yoo, S.S. Ahn, D.H. Seo, W.H. Song, K.B. Kang // *Materials and Manufacturing Processes*. – 2011. – Vol. 26 (1). – P. 154–160. – DOI: 10.1080/10426910903202534.
29. Moore P.L., Howse D.S., Wallach E.R. Development of Nd: YAG laser and laser/MAG hybrid welding for land pipeline applications // *Welding and Cutting*. – 2004. – Vol. 56 (3). – P. 186–191.
30. Gook S., Gumenyuk A., Rethmeier M. Hybrid laser arc welding of X80 and X120 steel grade // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2014. – Vol. 19 (1). – P. 15–24. – DOI: 10.1179/1362171813Y.0000000154.
31. Influence of heat input and preheating on the cooling rate, microstructure and mechanical properties at the hybrid laser-arc welding of API 5L X80 steel / G. Turichin, M. Kuznetsov, A. Pozdnyakov, S. Gook, A. Gumenyuk, M. Rethmeier // *Procedia CIRP*. – 2018. – Vol. 74. – P. 748–751. – DOI: 10.1016/j.procir.2018.08.018.
32. Laser hybrid butt welding of large thickness naval steel / C. Churiaque, M. Chludzinski, M. Porrualara, A. Dominguez-Abecia, F. Abad-Fraga, J.M. Sánchez-Amaya // *Metals*. – 2019. – Vol. 9. – P. 100. – DOI: 10.3390/met9010100.
33. Keitel S., Jasnau U., Neubert J. Applications of fiber laser based deep penetration welding in shipbuilding, rail car industries and pipe welding // *4th International Symposium on High-Power Laser and their Applications*, June 24–26, 2008. – St. Petersburg, Russia, 2008.
34. Kah P. Overview of the exploration status of laser-arc hybrid welding processes // *Reviews on Advanced Materials Science*. – 2012. – Vol. 30. – P. 112–132.
35. Waveform Control Technology®: Surface Tension Transfer®. – Cleveland: The Lincoln Electric Company, 2006. – 4 p. – (Relatório Técnico, NX-2.20 – Nov/06).
36. Ефименко Л.А., Рамусь А.А. Влияние морфологии структуры на сопротивление хрупкому разрушению сварных соединений высокопрочных трубных сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2015. – № 9 (723). – С. 41–45.

37. Взаимосвязь структуры с фрактографическими характеристиками микромеханизма разрушения металла сварных соединений из высокопрочных трубных сталей / Л.А. Ефименко, А.А. Рамусь, Д.В. Пономаренко, Р.О. Рамусь // *Металлург.* – 2018. – № 7. – С. 69–74.
38. Микроструктурные особенности низколегированных трубных сталей, определяющие ударную вязкость околосварной зоны сварных соединений / В.В. Судьин, П.П. Степанов, В.А. Боженков, М.М. Кантор, Л.Э. Эфрон, С.В. Жарков, А.В. Частихин, Д.А. Рингинен // *Металлург.* – 2021. – № 5. – С. 24–35. – DOI: 10.52351/00260827\_2021\_05\_24.
39. Tensile strain limits of girth welds with surface-breaking defects. Part II. Experimental correlation and validation / Y.Y. Wang, D. Horsley, W. Cheng, A. Glover, M. McLamb, J. Zhou, R. Denys // *Proceedings of the 4th International Conference on Pipeline Technology, American Society of Mechanical Engineers, Calgary, Alberta, Canada.* – ASME, 2004. – P. 9–13.
40. Effects of geometry, temperature, and test procedure on reported failure strains from simulated wide plate tests / Y.Y. Wang, M. Liu, Y. Chen, D. Horsley // *International Pipeline Conference.* – 2006. – Vol. 3. – P. 593–601.
41. *Sui Y.* Girth welding on oil and gas pipeline projects in China // *Advances in Materials Processing: Proceedings of Chinese Materials Conference 2017.* – Springer, 2018. – P. 1143–1154. – DOI: 10.1007/978-981-13-0107-0\_109.
42. Development of rolling procedures for pipes of K55 strength class at the laboratorial mill / R.R. Adigamov, K.A. Baraboshkin, P.A. Mishnev, A.I. Karlina // *CIS Iron and Steel Review.* – 2022. – Vol. 24. – P. 60–66. – DOI: 10.17580/cisr.2022.02.09.
43. *Adigamov R.R., Baraboshkin K.A., Yusupov V.S.* Study of the phase transition kinetics in the experimental melting of rolled coils of K55 grade strength steel for pipes manufacturing // *Steel in Translation.* – 2022. – Vol. 52 (11). – P. 1098–1105.
44. Influence of welding regimes on structure and properties of steel 12KH18N10T weld metal in different spatial positions / R.A. Mamadaliev, P.V. Bakhmatov, N.V. Martyushev, V.Yu. Skeebeba, A.I. Karlina // *Metallurgist.* – 2022. – Vol. 65 (11–12). – P. 1255–1264. – DOI: 10.1007/s11015-022-01271-9.
45. Modification of hydraulic hammers used in repair of metallurgical units / I.A. Zhukov, N.V. Martyushev, D.A. Zyukin, A.M. Azimov, A.I. Karlina // *Metallurgist.* – 2023. – Vol. 66 (11–12). – P. 1644–1652. – DOI: 10.1007/s11015-023-01480-w.
46. Study of melting methods by electric resistance welding of rails / V.A. Rezanov, N.V. Martyushev, V.V. Kukartsev, V.S. Tynchenko, V.A. Kukartsev, A.V. Grinek, V.Yu. Skeebeba, A.V. Lyosin, A.I. Karlina // *Metals.* – 2022. – Vol. 12. – P. 2135. – DOI: 10.3390/met12122135.
47. Morphological features of polycrystalline  $CdS_{1-x}Se_x$  films obtained by screen-printing method / D.M. Strateichuk, N.V. Martyushev, R.V. Klyuev, V.A. Gladkikh, V.V. Kukartsev, Y.A. Tynchenko, A.I. Karlina // *Crystals.* – 2023. – Vol. 13 (5). – P. 825. – DOI: 10.3390/cryst13050825.
48. Complex assessment of X-ray diffraction in crystals with face-centered silicon carbide lattice / I.I. Bosikov, N.V. Martyushev, R.V. Klyuev, V.S. Tynchenko, V.A. Kukartsev, S.V. Ereemeeva, A.I. Karlina // *Crystals.* – 2023. – Vol. 13 (3). – P. 528. – DOI: 10.3390/cryst13030528.
49. Strengthening of metallurgical equipment parts by plasma surfacing in nitrogen atmosphere / N.N. Malushin, R.A. Gizatulina, N.V. Martyushev, D.V. Valuev, A.I. Karlina, A.P. Kovalev // *Metallurgist.* – 2022. – Vol. 65 (11–12). – P. 1468–1475.
50. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails / K. Yelemessov, D. Baskanbayeva, N.V. Martyushev, V.Yu. Skeebeba, V.E. Gozbenko, A.I. Karlina // *Metals.* – 2023. – Vol. 13 (6). – P. 1043. – DOI: 10.3390/met13061043.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2023 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



## Obrabotka metallov -

## Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Review of modern requirements for welding of pipe high-strength low-alloy steels

Yulia Karlina<sup>1, a, \*</sup>, Roman Kononenko<sup>2, b</sup>, Vladimir Ivancivsky<sup>3, c</sup>, Maksim Popov<sup>2, d</sup>,  
 Fedor Deriugin<sup>2, e</sup>, Vladislav Byankin<sup>2, f</sup>

<sup>1</sup> National Research Moscow State University of Civil Engineering, 26 Yaroslavskoe Shosse, Moscow, 129337, Russian Federation

<sup>2</sup> Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontova str., Irkutsk, 664074, Russian Federation

<sup>3</sup> Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-6519-561X>,  [jul.karlina@gmail.com](mailto:jul.karlina@gmail.com); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0009-0001-5900-065X>,  [istu\\_politech@mail.ru](mailto:istu_politech@mail.ru);

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-9244-225X>,  [ivancivskij@corp.nstu.ru](mailto:ivancivskij@corp.nstu.ru); <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-2387-9620>,  [popovma.kvantum@gmail.com](mailto:popovma.kvantum@gmail.com);

<sup>e</sup>  <https://orcid.org/0009-0004-4677-3970>,  [deryugin040301@yandex.ru](mailto:deryugin040301@yandex.ru); <sup>f</sup>  <https://orcid.org/0009-0007-0488-2724>,  [borck3420@gmail.com](mailto:borck3420@gmail.com)

#### ARTICLE INFO

##### Article history:

Received: 13 September 2023

Revised: 21 September 2023

Accepted: 27 September 2023

Available online: 15 December 2023

##### Keywords:

Steel  
 Ferrite  
 Pearlite  
 Bainite  
 Martensite  
 Impact toughness  
 Fracture  
 Hybrid laser welding  
 Standards

##### Acknowledgements

Research was partially conducted at core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials”.

#### ABSTRACT

For many years, proven arc welding processes have been used to weld large pipes of oil and gas pipelines, the scope of which extends from manual arc welding with stick electrodes to the use of metal orbital welding machines. **Introduction** reflects that the creation of new steel compositions for oil and gas pipelines is an urgent task to ensure its high reliability. **Research Methods.** Low-carbon steels with ferrite-perlite structure are usually used in pipe production, but these steels are unable to meet the increased market demands. New grades of steel with bainitic structure are appearing. **Results.** The failure of welded joints of pipelines made of high-quality steel is becoming a serious problem for the pipeline industry. **Discussion.** This paper analyzes the characteristics of weld microstructure and its relationship with impact toughness. The prediction of impact toughness based on the microstructural characteristics of weld-seam metals is complicated due to a large number of parameters involved. The common practice linking this property to the microstructure of the last roll of a multi-pass weld turned out to be unsatisfactory because the amount of needle ferrite, the most desirable component, may not always be the main factor affecting the impact toughness. The present review reports on the most representative study regarding the microstructural factor in the welded seam of pipe steels. It includes a summary of the most important process variables, material properties, normative rule, as well as microstructure characteristics and mechanical properties of the joints. **Conclusion.** It is intended that this review will help readers with different backgrounds, from non-specialist welders or material scientists to specialists in various industrial applications and researchers.

**For citation:** Karlina Yu.I., Kononenko R.V., Ivancivsky V.V., Popov M.A., Derjugin F.F., Byankin V.E. Review of modern requirements for welding of pipe high-strength low-alloy steels. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 36–60. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-36-60. (In Russian).

#### References

1. Efron L.I. *Metallovedenie v «bol'shoi» metallurgii. Trubnye stali* [Metallurgy in “big” metallurgy. Pipe steels]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 2012. 696 p.
2. Matrosov Yu.I., Litvinenko S.A., Golovanenko S.A. *Stal' dlya magistral'nykh truboprovodov* [Steel for main pipelines]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1989. 288 p.
3. API Spec 5CT. *Obsadnye i nasosno-kompressornye trubny. Tekhnicheskie usloviya* [API Spec 5CT. Casing and tubing. Specifications]. 9th ed. American Petroleum Institute Publ., 2011. 287 p.

##### \* Corresponding author

Karlina Yulia I., Ph.D. (Engineering), Research Associate  
 National Research Moscow State Construction University,  
 Yaroslavskoe shosse, 26,  
 129337, Moscow, Russian Federation  
 Tel.: +7 (914) 879-85-05, e-mail: [jul.karlina@gmail.com](mailto:jul.karlina@gmail.com)

4. DSTU ISO 11960:2020. *Petroleum and natural gas industries – Steel pipes for use as casing and tubing for wells*. Geneva, Switzerland, IOS, 2020.
5. STO Gazprom 2-4.1-228–2008. *Tekhnicheskie trebovaniya k nasosno-kompressorным trubam dlya mestorozhdenii OAO «Gazprom»* [Standard organization STO Gazprom 2-4.1-228–2008. Technical requirements for tubing for OAO Gazprom fields]. Moscow, Gazprom Publ., 2008. 32 p.
6. Davies R.J., Almond S., Ward R.S., Jackson R.B., Adams C., Worrall F., Herringshaw L.G., Gluyas J.G., Whitehead M.A. Oil and gas wells and their integrity: Implications for shale and unconventional resource exploitation. *Marine and Petroleum Geology*, 2014, vol. 56, pp. 239–254. DOI: 10.1016/j.marpetgeo.2014.03.001.
7. Luo J.H., Yang F.P., Wang K., Zhang L., Zhao X.W., Huo C.Y. Study of failure frequency and failure cases in oil & gas pipeline. *Heat Treatment of Metals*, 2015, vol. 40, S1, pp. 470–474.
8. Zhang H., Wu K., Liu X., Yang Y., Sui Y., Zhang Z. Numerical simulation method for strain capacity of girth welding joint on X80 pipeline with 1 422 mm diameter. *Oil & Gas Storage and Transportation*, 2020, vol. 39 (2), pp. 162–168.
9. Zhao X., Xu L., Jing H., Han Y.D., Zhao L. A strain-based fracture assessment for offshore clad pipes with ultra undermatched V groove weld joints and circumferential surface cracks under large-scale plastic strain. *European Journal of Mechanics – A/Solids*, 2019, vol. 74, pp. 403–416. DOI: 10.1016/j.euromechsol.2018.12.002.
10. Midawi A.R.H., Santos E.B.F., Huda N., Sinha A.K., Lazor R., Gerlich A.P. Microstructures and mechanical properties in two X80 weld metals produced using similar heat input. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, vol. 226, pp. 272–279. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.07.019.
11. Sha Q., Li D. Microstructure, mechanical properties and hydrogen induced cracking susceptibility of X80 pipeline steel with reduced Mn content. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, vol. 585, pp. 214–221. DOI: 10.1016/j.msea.2013.07.055.
12. Li B., Luo M., Yang Z., Yang F., Liu H., Tang H., Zhang Z., Zhang J. Microstructure evolution of the semi-macro segregation induced banded structure in high strength oil tubes during quenching and tempering treatments. *Materials*, 2019, vol. 12 (20), p. 3310. DOI: 10.3390/ma12203310.
13. Balanovskiy A.E., Astafyeva N.A., Kondratyev V.V., Karlina A.I. Study of mechanical properties of C-Mn-Si composition metal after wire-arc additive manufacturing (WAAM). *CIS Iron and Steel Review*, 2021, vol. 22, pp. 66–71. DOI: 10.17580/cisr.2021.02.12.
14. Shtayger M.G., Balanovskiy A.E., Kargapol'tsev S.K., Gozbenko V.E., Karlina A.I., Karlina Yu.I., Govorkov A.S., Kuznetsov B.O. Investigation of macro and micro structures of compounds of high-strength rails implemented by contact butt welding using burning-off. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560 (1), p. 012190. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012190.
15. Balanovskiy A.E., Astafyeva N.A., Kondratyev V.V., Karlina Yu.I. Study of impact strength of C-Mn-Si composition metal after wire-arc additive manufacturing (WAAM). *CIS Iron and Steel Review*, 2022, vol. 24, pp. 67–73. DOI: 10.17580/cisr.2022.02.10.
16. Balanovskiy A.E., Shtayger M.G., Kondrat'ev V.V., Karlina A.I., Govorkov A.S. Comparative analysis of structural state of welded joints rails using method of Barkhausen effect and ultrasound. *Journal of Physics: Conference Series*, 2018, vol. 1118 (1), p. 012006. DOI: 10.1088/1742-6596/1118/1/012006.
17. Zhang Q., Yuan Q., Xiong Z., Liu M., Xu G. Effects of Q&T parameters on phase transformation, microstructure, precipitation and mechanical properties in an oil casing steel. *Physics of Metals and Metallography*, 2021, vol. 122 (14), pp. 1463–1472. DOI: 10.1134/S0031918X21140180.
18. Kim Y.M., Kim S.K., Lim Y.J., Kim N.J. Effect of microstructure on the yield ratio and low temperature toughness of linepipe steels. *ISIJ International*, 2002, vol. 42 (12), pp. 1571–1577. DOI: 10.2355/isijinternational.42.1571.
19. Kolosov A.D., Gozbenko V.E., Shtayger M.G., Kargapol'tsev S.K., Balanovskiy A.E., Karlina A.I., Sivtsov A.V., Nebogin S.A. Comparative evaluation of austenite grain in high-strength rail steel during welding, thermal processing and plasma surface hardening. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560, p. 012185. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012185.
20. Balanovskiy A.E., Shtayger M.G., Kondratyev V.V., Karlina A.I. Determination of rail steel structural elements via the method of atomic force microscopy. *CIS Iron and Steel Review*, 2022, vol. 23, pp. 86–91. DOI: 10.17580/cisr.2022.01.16.
21. Smirnov M.A., Pyshmintsev I.Yu. Boryakova A.N. Classification of low-carbon pipe steel microstructures. *Metallurgist*, 2010, vol. 54 (7–8), pp. 444–454. DOI: 10.1007/s11015-010-9321-2. Translated from *Metallurg*, 2010, no. 7, pp. 45–51.



22. Heisterkamp F., Hulka K., Matrosov Yu.I., Morozov Y.D., Efron L.I., Stolyarov V.I., Chevskaya O.N. *Niobii-soderzhashchie nizkolegirovannye stali* [Niobium containing low alloy steels]. Moscow, Internet Engineering Publ., 1999. 94 p.
23. Baker T.N. Microalloyed steels. *Ironmaking & Steelmaking*, 2016, vol. 43 (4), pp. 264–307. DOI: 10.1179/1743281215Y.0000000063.
24. Hillenbrand H.G., Niederhoff Hauck G., Perteneder E., Wellnitz G. Procedures, considerations for welding X80 line pipe established. *Oil & Gas Journal*, 1997, vol. 37, pp. 47–56.
25. Morrison W.B. Microalloy steels – the beginning. *Materials Science and Technology*, 2009, vol. 25 (9), pp. 1066–1073. DOI: 10.1179/174328409X453299.
26. Xie G.M., Duan R.H., Xue P., Ma Z.Y., Liu H.L., Luo Z.A. Microstructure and mechanical properties of X80 pipeline steel joints by friction stir welding under various cooling conditions. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2020, vol. 33, pp. 88–102. DOI: 10.1007/s40195-019-00940-0.
27. Raabe D., Sun B., Kwiatkowski Da Silva A., Gault B., Yen H.-W., Sedighiani K., Sukumar P.T., Souza Filho I.R., Katnagallu S., Jägler E., Kürnsteiner P., Kusampudi N., Stephenson L., Herbig M., Liebscher C.H., Springer H., Zaefferer S., Shah V., Wong S.-L., Baron C., Diehl M., Roters F., Ponge D. Current challenges and opportunities in microstructure-related properties of advanced high-strength steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2020, vol. 51, pp. 5517–5586. DOI: 10.1007/s11661-020-05947-2.
28. Yoo J.Y., Ahn S.S., Seo D.H., Song W.H., Kang K.B. New development of high grade X80 to X120 pipeline steels. *Materials and Manufacturing Processes*, 2011, vol. 26 (1), pp. 154–160. DOI: 10.1080/10426910903202534.
29. Moore P.L., Howse D.S., Wallach E.R. Development of Nd: YAG laser and laser/MAG hybrid welding for land pipeline applications. *Welding and Cutting*, 2004, vol. 56 (3), pp. 186–191.
30. Gook S., Gumenyuk A., Rethmeier M. Hybrid laser arc welding of X80 and X120 steel grade. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2014, vol. 19 (1), pp. 15–24. DOI: 10.1179/1362171813Y.0000000154.
31. Turichin G., Kuznetsov M., Pozdnyakov A., Gook S., Gumenyuk A., Rethmeier M. Influence of heat input and preheating on the cooling rate, microstructure and mechanical properties at the hybrid laser-arc welding of API 5L X80 steel. *Procedia CIRP*, 2018, vol. 74, pp. 748–751. DOI: 10.1016/j.procir.2018.08.018.
32. Churiaque C., Chludzinski M., Porrúa-Lara M., Dominguez-Abecia A., Abad-Fraga F., Sánchez-Amaya J.M. Laser hybrid butt welding of large thickness naval steel. *Metals*, 2019, vol. 9, p. 100. DOI: 10.3390/met9010100.
33. Keitel S., Jasnau U., Neubert J. Applications of fiber laser based deep penetration welding in shipbuilding, rail car industries and pipe welding. *4th International Symposium on High-Power Laser and their Applications*, June 24–26, 2008, St. Petersburg, Russia.
34. Kah P. Overview of the exploration status of laser-arc hybrid welding processes. *Reviews on Advanced Materials Science*, 2012, vol. 30, pp. 112–132.
35. Waveform Control Technology®: Surface Tension Transfer®. Relatório Técnico, NX2.20 – Nov/06. Cleveland, The Lincoln Electric Company, 2006. 4 p.
36. Efimenko L.A., Ramus' A.A. Vliyanie morfologii struktury na soprotivlenie khрупkomu razrusheniyu svarnykh soedinenii vysokoprochnykh trubnykh staley [Effect of the morphology of structure on the resistance of welded joints of high-strength pipe steels to brittle fracture]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 2015, no. 9 (723), pp. 41–45.
37. Efimenko L.A., Ramus' A.A., Ponomarenko D.V., Ramus' R.O. Relationship between structure and fractographic characteristics of micro mechanisms of welded joints fracture from high strength pipe steels. *Metallurgist*, 2018, vol. 62 (7), pp. 694–700. DOI: 10.1007/s11015-018-0710-2. Translated from *Metallurg*, 2018, no. 7, pp. 69–74.
38. Sudin V.V., Stepanov P.P., Bozhenov V.A., Kantor M.M., Efron L.E., Zharkov S.V., Chastukhin A.V. Ring-inen D.A. Microstructural features of low-alloy pipeline steels that determine impact strength of welded joint heat-affected zone. *Metallurgist*, 2021, vol. 65 (5–6), pp. 500–516. DOI: 10.1007/s11015-021-01184-z. Translated from *Metallurg*, 2021, no. 5, pp. 24–35.
39. Wang Y.Y., Horsley D., Cheng W., Glover A., McLamb M., Zhou J., Denys R. Tensile strain limits of girth welds with surface-breaking defects. Part II. Experimental correlation and validation. *Proceedings of the 4th international conference on pipeline technology*, American Society of Mechanical Engineers, Calgary, Alberta, Canada, 2004, pp. 9–13.
40. Wang Y.Y., Liu M., Chen Y., Horsley D. Effects of geometry, temperature, and test procedure on reported failure strains from simulated wide plate tests. *International Pipeline Conference*, 2006, vol. 3, pp. 593–601.
41. Sui Y. Girth welding on oil and gas pipeline projects in China. *Advances in Materials Processing. Proceedings of Chinese Materials Conference 2017*. Springer, 2018, pp. 1143–1154. DOI: 10.1007/978-981-13-0107-0\_109.

42. Adigamov R.R., Baraboshkin K.A., Mishnev P.A., Karlina A.I. Development of rolling procedures for pipes of K55 strength class at the laboratorial mill. *CIS Iron and Steel Review*, 2022, vol. 24, pp. 60–66. DOI: 10.17580/cisr.2022.02.09.

43. Adigamov R.R., Baraboshkin K.A., Yusupov V.S. Study of the phase transition kinetics in the experimental melting of rolled coils of K55 grade strength steel for pipes manufacturing. *Steel in Translation*, 2022, vol. 52 (11), pp. 1098–1105.

44. Mamadaliev R.A., Bakhmatov P.V., Martyushev N.V., Skeebe V.Yu., Karlina A.I. Influence of welding regimes on structure and properties of steel 12KH18N10T weld metal in different spatial positions. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–12), pp. 1255–1264. DOI: 10.1007/s11015-022-01271-9.

45. Zhukov I.A., Martyushev N.V., Zyukin D.A., Azimov A.M., Karlina A.I. Modification of hydraulic hammers used in repair of metallurgical units. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–12), pp. 1644–1652. DOI: 10.1007/s11015-023-01480-w.

46. Rezanov V.A., Martyushev N.V., Kukartsev V.V., Tynchenko V.S., Kukartsev V.A., Grinek A.V., Skeebe V.Yu., Lyosin A.V., Karlina A.I. Study of melting methods by electric resistance welding of rails. *Metals*, 2022, vol. 12, p. 2135. DOI: 10.3390/met12122135.

47. Strateichuk D.M., Martyushev N.V., Klyuev R.V., Gladkikh V.A., Kukartsev V.V., Tynchenko Y.A., Karlina A.I. Morphological features of polycrystalline  $\text{CdS}_{1-x}\text{Se}_x$  films obtained by screen-printing method. *Crystals*, 2023, vol. 13 (5), p. 825. DOI: 10.3390/cryst13050825.

48. Bosikov I.I., Martyushev N.V., Klyuev R.V., Tynchenko V.S., Kukartsev V.A., Ereemeeva S.V., Karlina A.I. Complex assessment of X-ray diffraction in crystals with face-centered silicon carbide lattice. *Crystals*, 2023, vol. 13 (3), p. 528. DOI: 10.3390/cryst13030528.

49. Malushin N.N., Gizatulin R.A., Martyushev N.V., Valuev D.V., Karlina A.I., Kovalev A.P. Strengthening of metallurgical equipment parts by plasma surfacing in nitrogen atmosphere. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–12), pp. 1468–1475.

50. Yelemessov K., Baskanbayeva D., Martyushev N.V., Skeebe V.Yu., Gozbenko V.E., Karlina A.I. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails. *Metals*, 2023, vol. 13 (6), p. 1043. DOI: 10.3390/met13061043.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2023 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



## Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Влияние режимов дуговой автоматической сварки на геометрические параметры шва стыковых соединений из низкоуглеродистой стали, выполненных с применением экспериментального флюса

Егор Старцев <sup>a, \*</sup>, Павел Бахматов <sup>b</sup>

Комсомольский-на-Амуре государственный университет, пр. Ленина, 27, г. Комсомольск-на-Амуре, 681013, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5811-7071>, [egorstarts@inbox.ru](mailto:egorstarts@inbox.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4271-0428>, [mim@knastu.ru](mailto:mim@knastu.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.753.5

#### История статьи:

Поступила: 15 сентября 2023  
Рецензирование: 20 сентября 2023  
Принята к печати: 27 сентября 2023  
Доступно онлайн: 15 декабря 2023

#### Ключевые слова:

Сварка под флюсом  
Режимы сварки  
Геометрические параметры шва  
Качество сварного соединения

#### Финансирование

Исследование выполнено при финансовой поддержке из средств ФГБОУ ВО «КнАГУ» по проекту НИР № ВН001/2020 «Разработка алгоритма и исследование процесса программируемого управления формированием сварочного/наплавочного валика (в том числе и в применении аддитивных технологий) на установке автоматической сварки» (2020–2023 гг.).

#### Благодарности

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнауки № 13.ЦКП.21.0034).

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Металлургической промышленностью на территории РФ накоплен значительный объем шлаков, получаемых при выплавке сталей и чугунов. Наличие шлакоотвалов пагубно влияет на экологию регионов, имеющих металлургические предприятия. При восстановлении железа из шлаков побочным продуктом становится агломерат оксидов, который можно рассматривать как флюсовую композицию для дуговой сварки/наплавки под слоем флюса, наполнителей порошковых проволок и покрытий сварочных штучных электродов. **Цель работы:** установить возможность дуговой сварки при использовании полученного авторами флюса и определить оптимальные режимы сварки с условием достижения геометрических параметров шва по ГОСТ 8713–79 и качества сварного соединения (отсутствие внутренних дефектов). **В работе исследованы** стыковые сварные соединения листовой стали ВСт3сп толщиной 5 мм, полученные автоматической сваркой под слоем флюса на постоянном токе с принудительным формированием корневого валика на керамических подкладках с применением флюса из переработанного металлургического шлака электросталеплавильного предприятия. Автоматическую сварку плоских образцов осуществляли на автомате тракторного типа АДФ-1250 с проволокой диаметром 3 мм при постоянной скорости сварки 54 см/мин с варьированием силы тока и напряжения на дуге в пределах 400–600 А и 27–37 В. **Методы исследования.** Оценка качества сварных соединений визуально-измерительным и рентгенографическим контролем, определение деформации образцов путем их лазерного сканирования и компьютерной обработки 3D-моделей. Статистическое моделирование в виде двухфакторного эксперимента с получением адекватных уравнений регрессии влияния режимов сварки на геометрические параметры шва: высоту усиления и ширину шва с лицевой и обратной стороны соединения. **Результаты и обсуждение.** Показана возможность получения сварочных флюсов из металлургических шлаков электросталеплавильного предприятия и их применения для создания сварных соединений. Установлены оптимальные режимы дуговой сварки тонкостенных листовых деталей из низкоуглеродистой стали с принудительным формированием корневого валика на керамических подкладках, обеспечивающие отсутствие внутренних дефектов в виде пор, трещин и несправов, минимум остаточных деформаций и соответствие размеров сварного шва требованиям существующего стандарта. Номинальные значения геометрических параметров шва по ГОСТ 8713–79–С4 соответствуют следующим режимам сварки: скорость сварки 54 см/мин, сила сварочного тока 550 А, напряжение на дуге 30 В. Результаты работы могут быть применены на металлургических электросталеплавильных предприятиях, производящих низкоуглеродистую сталь при отработке технологий применения сварочных материалов из шлаков.

**Для цитирования:** Старцев Е.А., Бахматов П.В. Влияние режимов дуговой автоматической сварки на геометрические параметры шва стыковых соединений из низкоуглеродистой стали, выполненных с применением экспериментального флюса // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 61–73. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-61-73.

#### Введение

Металлургической промышленностью на территории РФ накоплен значительный объем шлаков, получаемых при выплавке сталей и чугунов. Наличие шлакоотвалов пагубно влияет на экологию регионов, имеющих металлургиче-

#### \*Адрес для переписки

Старцев Егор Андреевич, старший преподаватель  
Комсомольский-на-Амуре государственный университет,  
пр. Ленина, 27,  
681013, г. Комсомольск-на-Амуре, Россия  
Тел.: +7 (914) 188-05-45, e-mail: [egorstarts@inbox.ru](mailto:egorstarts@inbox.ru)

ские предприятия [1]. Переработка накопленных и повышение эффективности утилизации вновь создаваемых шлаков – одна из приоритетных задач развития страны [2].

Электросталеплавильные шлаки пригодны для использования в цементной промышленности [3–10]. Зарубежные страны с развитой металлургической промышленностью перерабатывают все доменные шлаки и значительную часть сталеплавильных шлаков [11, 12].

Дефицит металлического лома на электросталеплавильных предприятиях приводит к поиску возможных вариантов его замены, таких как использование железорудных окатышей, переработка отходов производства (металлургических шлаков, содержащих до 60 % оксида железа) и др. [13].

При восстановлении железа из шлаков побочным продуктом становится агломерат оксидов, который можно рассматривать как флюсовую композицию для дуговой сварки/наплавки под слоем флюса, наполнителей порошковых проволок и покрытий сварочных штучных электродов [14]. Состав новой флюсовой композиции во многом определяется шлаковой системой, используемой электросталеплавильным предприятием для производства стали конкретной марки [15–17].

В работе [18] показано влияние состава флюса на основе переработки техногенных отходов металлургического предприятия и вводимых в него добавок на структурно-фазовые состояния и поверхность разрушения электродуговой наплавки и сварных швов.

Авторами работы [19] получена флюсовая композиция после электрошлакового переплава металлургического шлака завода «Амурсталь»,

дробления и связывания компонентов жидким стеклом. Учитывая сложность состава полученного флюса и неопределенность его теплофизических свойств, **целью работы** ставилось определение оптимальных энергетических параметров процесса дуговой сварки, обеспечивающих стандартизованные размеры сварного соединения.

Задачей проведения исследований являлось определение влияния параметров режима автоматической дуговой сварки под слоем экспериментального флюса на качество сварных соединений: наличие внутренних и наружных дефектов, геометрические размеры шва и установление характера воздействия полученного флюса на изменение напряженно-деформационного состояния в объеме сваренных образцов с применением стандартных и экспериментальных флюсов.

### Методика исследований

Исследования проводили на восьми плоских сварных образцах из низкоуглеродистой конструкционной стали ВСт3сп размером 195×440×5 мм (рис. 1, а), имеющих тип сварного соединения С4 по ГОСТ 8713–79 – стыковое одностороннее однопроходное соединение без разделки кромок на плоских керамических подкладках, приклеиваемых к обратной стороне стыка через металлизированный скотч (рис. 1, б). Заготовки собирались без зазора; чтобы не допустить смещения кромок, приваривались технологические планки (100×40×5 мм, ВСт3сп) с проставлением двух коротких прихваток (10–15 мм).

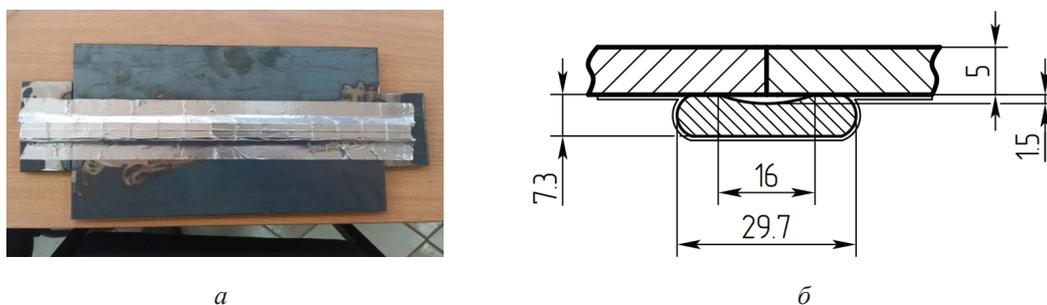


Рис. 1. Собранный под сварку образец с приклеенной керамической подкладкой:

а – общий вид собранного образца; б – профиль образца и керамической подкладки

Fig. 1. A specimen assembled for welding with a glued ceramic lining:

а – general view of the assembled specimen; б – profile of the specimen and the ceramic lining

Сварка образцов выполнялась проволокой Св-08А по ГОСТ 2246–70 диаметром 3 мм. В качестве защиты при автоматической сварке использовался разработанный и запатентованный сварочный флюс [20] грануляцией 1,0–4,0 мм.

Сварка производилась на автомате АДФ-1250 с источником питания ВДУ-1250 на режимах, указанных в табл. 1. Образец 8 для проведения сравнительного анализа выполнен с применением стандартного сварочного флюса АН-42.

Следует отметить, что при сварке образца № 1 выявлено интенсивное порообразование, вызванное газообразованием по реакции окисления при плавлении флюса и повышением давления в пространстве между поверхностями керамической подкладки и образца. Для предотвращения негативного влияния этого фактора в остальных образцах в фольгированном скотче были сделаны отверстия длиной 10 мм с шагом 15 мм вдоль линии перехода от керамической подкладки к поверхности детали. Поэтому в табл. 1 образцы № 1 и 2 имеют одинаковые режимы.

Визуально-измерительный контроль сварных соединений проводили по СТО 9701105632-003–2021 с применением увеличительной лупы ЛИ-10, штангенциркуля и универсального шаблона сварщика УШС-3.

Рентгенографический контроль сварных соединений осуществлялся по ГОСТ ISO 17636-1–2017 с применением источника ионизированного излучения – рентгеновского аппарата «ПИОН-2М» и рентгеновской пленки Aqfa D4,

фокусное расстояние – 350 мм, время экспозиции – 10 с. Схема просвечивания 1.

Определение степени деформирования сварных образцов проводили по их цифровым двойникам, получаемым путем лазерного сканирования МСАх, и обработкой 3D-моделей в программе Focus 10 Inspection.

Статистическое моделирование проводили с использованием пакета анализа в программе Microsoft Excel. При этом устанавливались зависимости между входными ( $X_1$  – сила сварочного тока;  $X_2$  – напряжение на дуге) и выходными (высота усиления и ширина шва) параметрами. Основной уровень варьируемых параметров определен экспериментально, исходя из стабильности дугового процесса при полномасштабном формировании сварного шва.

### Результаты и их обсуждение

При сварке образцов на экспериментальном флюсе отмечается мягкое, беззвучное горение дуги, отсутствие дымообразования и легкое послесварочное отделение шлаковой корки.

Внешний вид полученных сварных образцов представлен на рис. 2. При проведении визуально-измерительного контроля получены следующие результаты: с лицевой стороны все образцы имеют полноценно сформированную поверхность сварного шва, не имеющую поверхностных дефектов. С обратной стороны в образце № 1 наблюдаются несплошности шириной 1,5–2,0 мм, глубиной 1,0–1,5 мм и средней протяженностью

Таблица 1

Table 1

Режимы автоматической сварки под слоем флюса  
Automatic submerged arc welding modes

Образец / Specimen	Сила сварочного тока, А / Welding arc current, A	Напряжение на дуге, В / Arc voltage, B	Скорость сварки, см/мин / Welding speed, cm/min
1	600	37	54
2	600	37	
3	500	37	
4	400	37	
5	450	37	
6	450	27	
7	500	27	
8	500	27	

Образец / Specimen	Лицевая сторона / Obverse Side	Обратная сторона / Reverse Side	Форма кратера / Crater Shape
1			
2			
3			
4			
5			
6			
7			
8			

Рис. 2. Внешний вид полученных сварных образцов

Fig. 2. Appearance of the resulting welded specimens

10 мм, располагающиеся преимущественно в начале и центральной части шва. Металл корня шва формировался на поверхности керамической подкладки с активным взаимодействием его материала, поэтому поверхность валика не повторяет гладкую форму подкладки. Корневой

валик образца № 2 также имеет несплошности в начале шва глубиной 0,2–0,5 мм, шириной 1,5–2,0 мм, средней протяженностью 5 мм. Образец № 3 не имеет поверхностных дефектов корневого валика, характерных для образцов № 1 и 2, но формирование его поверхности про-

исходило идентично им. Примененные режимы сварки образца № 4 оказались недостаточными для принудительного получения нужной конфигурации геометрических параметров корневого валика в начале шва. В центральной части шва проплав стабилизировался, но корневой валик формировался на весу, без достижения поверхности керамической подкладки. Поверхность образца № 5 сходна с образцом № 3. Образцы № 6–8 имеют в корневом валике четкие отпечатки сегментов керамической подкладки с гладкой поверхностью и полностью сформированы по размерам, соответствующим профилю формирующего элемента подкладки.

Таким образом, при соединении листовых заготовок из низкоуглеродистой стали толщиной 5 мм с использованием экспериментального флюса получены следующие результаты: режим сварки 400 А, 37 В недостаточен для формирования корневого валика; режимы 600–500 А, 37 В энергетически избыточны, приводят к расплавлению материала подкладки и активному взаимодействию с расплавом сва-

рочной ванны, газообразованию и появлению дефектов в виде несплошностей. Наиболее рациональные режимы сварки: 450–500 А, 27 В.

Практически во всех сварных образцах, полученных с применением экспериментального флюса, вне зависимости от режима сварки наблюдается вытянутое очертание кратера со средней длиной 100–110 мм и глубиной 1–1,5 мм, практически вдвое превышающей длину кратера шва, полученного с использованием стандартного флюса – 6 мм (образец № 8). Это можно объяснить повышенной теплоемкостью экспериментального флюса. Вогнутость кратера свидетельствует о большей плотности экспериментального флюса, препятствующей сбросу давления перегретых газов и паров металла в подфлюсовом пространстве над сварочной ванной при прекращении действия дуги.

В табл. 2 приведены результаты измерения геометрических параметров сварных швов образцов в соответствии с ГОСТ 8713–79-С4 для толщины свариваемых элементов 5 мм.

Таблица 2

Table 2

**Результаты визуально-измерительного контроля  
Results of visual and dimensional inspection**

ГОСТ 8713–79-С4 (для толщины деталей 5 мм) / GOST 8713–79-C 4 (for parts with a thickness of 5 mm)			
Ширина шва $e$ , мм / Seam width $e$ , mm	$\leq 23$		
Ширина корня шва $e_1$ , мм / Width of the seam root $e_1$ , mm	$12 \pm 4$		
Высота шва $g$ , мм / Seam height $g$ , mm	$1,5 \pm 1,0$		
Высота корня шва $g_1$ , мм / The height of the seam root $g_1$ , mm	$1,5 \pm 1,0$		
Образец № 1 (600 А, 37 В) / Specimen No.1 (600 А, 37 В)			
Место замера / Place of measurement	Начало / Beginning	Середина / Middle	Конец / End
Ширина шва $e$ , мм	17,5	15,9	18,6
Ширина корня шва $e_1$ , мм	18,3	16,3	17,5
Высота шва $g$ , мм	2	1	3
Высота корня шва $g_1$ , мм	1	1	1
Образец № 2 (600 А, 37 В) / Specimen No.2 (600 А, 37 В)			
Место замера	Начало	Середина	Конец
Ширина шва $e$ , мм	17	18	17
Ширина корня шва $e_1$ , мм	14,2	13,5	13,8
Высота шва $g$ , мм	1,5	0	0,5
Высота корня шва $g_1$ , мм	3	4	4

Окончание табл. 2

The End Table 2

ГОСТ 8713–79-C4 (для толщины деталей 5 мм) / GOST 8713–79-C 4 (for parts with a thickness of 5 mm)			
Образец № 3 (500 А, 37 В) / Specimen No.3 (500 А, 37 V)			
Место замера	Начало	Середина	Конец
Ширина шва $e$ , мм	16,5	17,4	16,6
Ширина корня шва $e_1$ , мм	12,1	11	13,5
Высота шва $g$ , мм	2,5	2	2
Высота корня шва $g_1$ , мм	0	1	1
Образец № 4 (400 А, 37 В) / Specimen No.4 (400 А, 37 V)			
Место замера	Начало	Середина	Конец
Ширина шва $e$ , мм	14,4	14	14,2
Ширина корня шва $e_1$ , мм	непровар	5,5	7
Высота шва $g$ , мм	1	2	1
Высота корня шва $g_1$ , мм	непровар	1,5	1,5
Образец № 5 (450 А, 37 В) / Specimen No.5 (450 А, 37 V)			
Место замера	Начало	Середина	Конец
Ширина шва $e$ , мм	15,7	15	15,8
Ширина корня шва $e_1$ , мм	9,8	9	8,9
Высота шва $g$ , мм	0	0,5	0
Высота корня шва $g_1$ , мм	1	2	0
Образец № 6 (450 А, 27 В) / Specimen No.6 (450 А, 27 V)			
Место замера	Начало	Середина	Конец
Ширина шва $e$ , мм	12,4	12,5	12,4
Ширина корня шва $e_1$ , мм	8	8	8,6
Высота шва $g$ , мм	1,5	1	1
Высота корня шва $g_1$ , мм	0,5	0,5	0,5
Образец № 7 (500 А, 27 В) / Specimen No.7 (500 А, 27 V)			
Место замера	Начало	Середина	Конец
Ширина шва $e$ , мм	11,7	12,5	11,2
Ширина корня шва $e_1$ , мм	14,7	9,3	9,9
Высота шва $g$ , мм	2	2	2
Высота корня шва $g_1$ , мм	1	1	0,5
Образец № 8 (500 А, 27 В) (стандартный флюс) / Specimen No.8 (500 А, 27 V) (standard flux)			
Место замера	Начало	Середина	Конец
Ширина шва $e$ , мм	13,4	13,1	13,6
Ширина корня шва $e_1$ , мм	10,6	10,2	9,2
Высота шва $g$ , мм	1	2	2
Высота корня шва $g_1$ , мм	1	0,5	1
Примечание:	<span style="background-color: #90EE90;"> </span> – удовлетворительный	<span style="background-color: #FF0000;"> </span> – неудовлетворительный параметр	

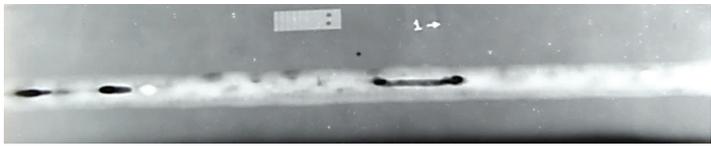
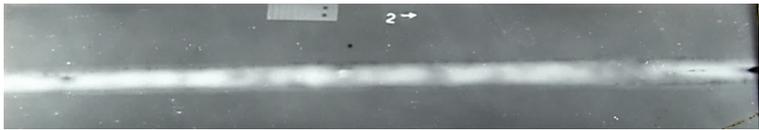
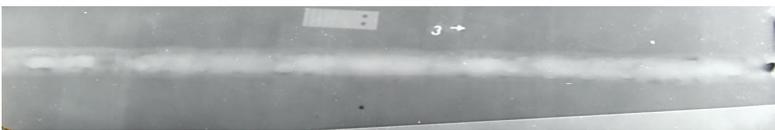
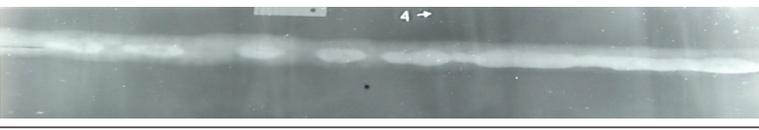
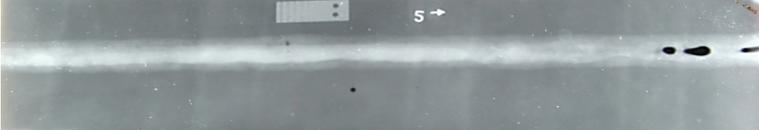
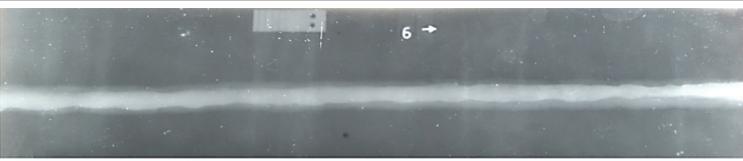
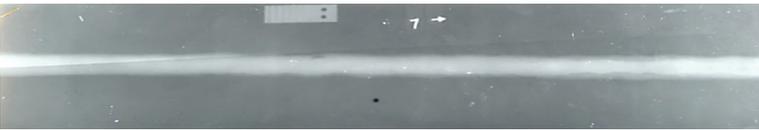
Согласно табл. 2 не удовлетворяющими требованиями к геометрическим параметрам сварных соединений С4 по ГОСТ 8713–79 являются образцы № 1–5. Остальные образцы (№ 6–8) полностью отвечают этим требованиям.

Рентгенограммы полученных сварных образцов представлены на рис. 3.

В результате рентгенографии сварных соединений (рис. 3) обнаружены выявленные визуально-измерительным контролем дефекты образцов

№ 1, 2 и 5 (несплошности). В образце № 4 в начале шва обнаружен непровар длиной 17 мм. За исключением указанных выше несоответствий, все образцы имеют плотный металл шва, внутренние дефекты (поры, трещины) отсутствуют.

На рис. 4 представлены результаты компьютерной обработки 3D-моделей сварных образцов, полученных лазерным сканированием, которые отображают общую картину их остаточной деформации.

Образец / Specimen	Рентгенограмма / X-ray pattern	Дефект по ГОСТ 7512–82 / Defect according to GOST 7512–82
1		Ш20×2; 2Ш10×2; Σ 30
2		П1,5; Нр 10×0,3
3		Не обнаружено
4		Нр 17×0,5
5		Ш5×2; Ш10×2; Σ15
6		Не обнаружено
7		Не обнаружено
8		Не обнаружено

*Примечание:* стрелкой на рентгенограмме обозначено направление сварки.  
*Note:* the arrow on the X-ray pattern indicates the direction of welding.

Рис. 3. Рентгенограммы сварных образцов

Fig. 3. X-ray patterns of welded specimens

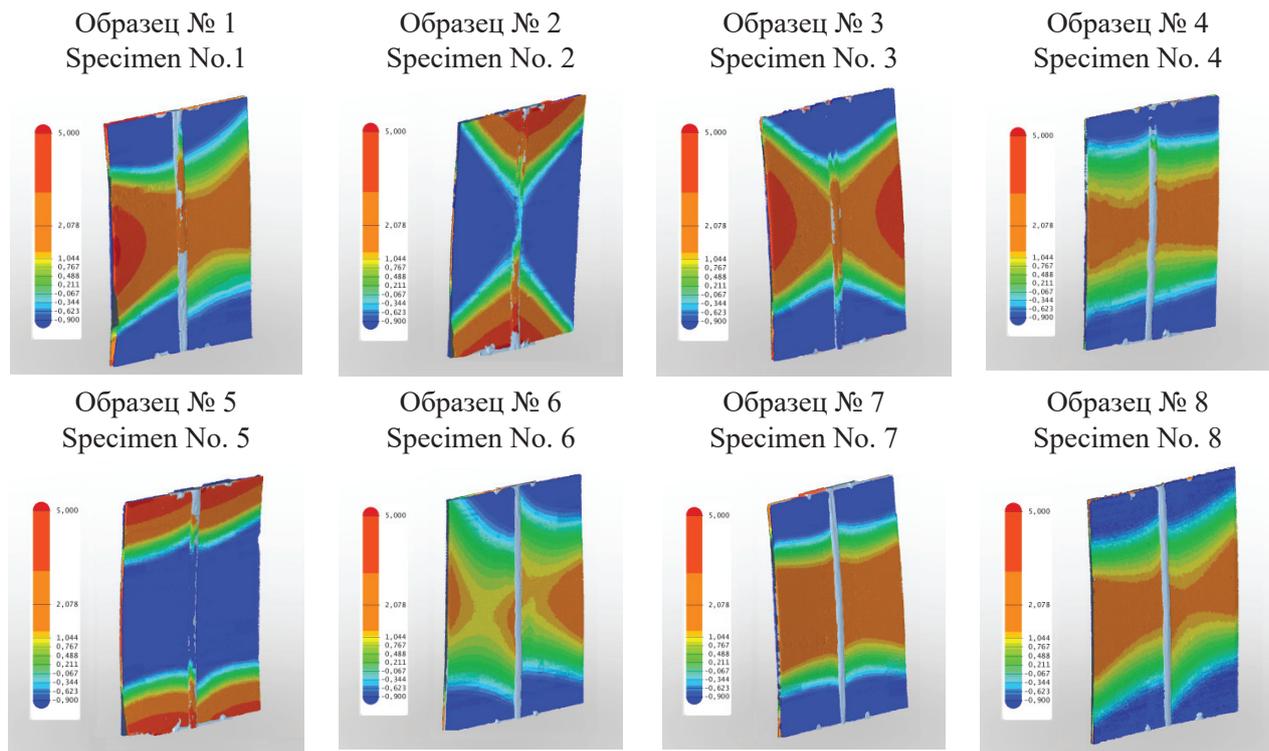


Рис. 4. Деформационная картина сварных образцов  
 Fig. 4. Deformation pattern of welded specimens

Как видно из рис. 4, для образцов № 1, 3–8 характерна общая продольная деформация, признаком которой является выгиб образца лицевой стороны с максимумом в поперечной плоскости центральной части шва, причем на образцах № 2 и 5 имеется прогиб в направлении обратной стороны. В образце № 2 превалирует поперечная деформация с максимумами в начале и конце шва. В образцах № 3 и 6 наблюдается пропеллерность – поворот поперечного сечения относительно продольной оси, связанный со смешанным характером деформирования.

Минимальный уровень деформаций отмечен в образцах № 4, 6–8. Картина деформирования образцов № 4 и 8 схожа по значениям ширины зон с предельными размерами деформации. Наилучший результат достигнут в образце № 6.

Таким образом, высокие значения энергии дуги (600 А, 37 В, (2466 кДж/мм)) при использовании экспериментального флюса приводят к появлению как продольных, так и поперечных деформаций с прогибом до 5 мм. В промежуточном значении вводимой энергии 500 А, 37 В (2055,5 кДж/мм) наблюдается сложный характер деформирования, сочетающий как продольные,

так и поперечные деформации. При режиме 400 А, 37 В (1645 кДж/мм) выявлен минимум продольных деформаций, а также недостаточность сформированности корневого валика. Наиболее рациональным режимом сварки тонкостенных деталей толщиной 5 мм на экспериментальном флюсе с применением керамических подкладок является 450 А, 27 В (1350 кДж/мм), позволяющий сформировать полноценный валик как с лицевой, так и с обратной стороны, удовлетворяющий требованиям ГОСТ 8713–79-С4, а также минимизировать остаточные деформации сварной конструкции.

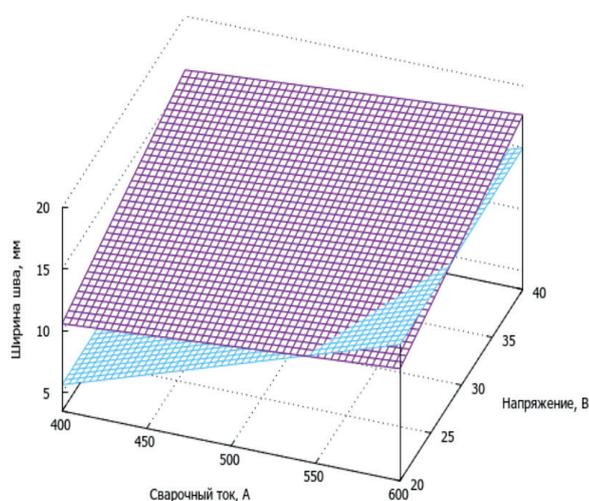
В табл. 3 представлен результат статистического моделирования влияния режимов сварки на геометрические параметры получаемых швов при использовании экспериментального флюса.

По полученным уравнениям регрессии построены графики (рис. 5), отображающие зависимость геометрических параметров швов от режимов сварки.

Повышение напряжения на дуге не вызывает такого значительного увеличения ширины шва с лицевой стороны, как повышение силы тока. И наоборот, повышение напряжения приводит к увеличению ширины корневого валика, а по-

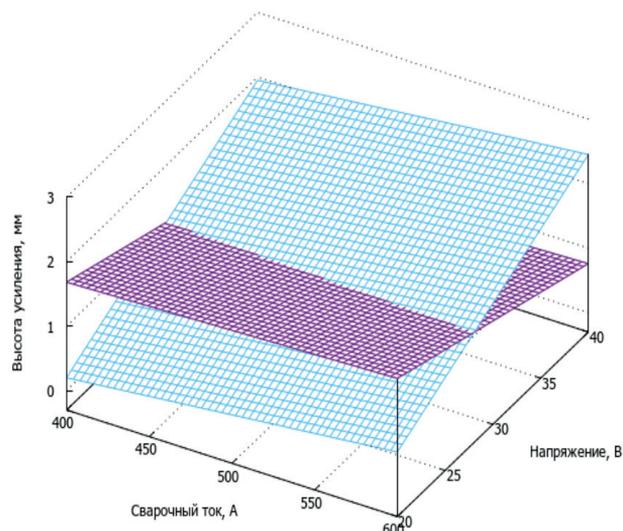
Результат двухфакторного эксперимента  
The result of a two-factor experiment

Опыт	$X_1$	$X_2$	Ширина шва	Ширина корня шва	Высота шва	Высота корня шва
1	600	37	15,9	16,3	1	1
2	600	37	18	13,5	0	4
3	500	37	17,4	11	2	1
4	400	37	14	5,5	0,5	2
5	450	37	15	9	0,5	2
6	450	27	12,5	8	1	0,5
7	500	27	12,5	9,3	2	1
8	500	27	13,1	10,2	2	0,5
Уравнение регрессии			$Y = 1,52 + 0,01X_1 + 0,253X_2$	$Y = -12,62 + 0,0445X_1 + 0,0225X_2$	$Y = 2,44 + 0,0008X_1 - 0,054X_2$	$Y = -2,55 + 0,0025X_1 + 0,0875X_2$



— лицевая сторона шва  
— obverse side of the weld

*a*



— обратная (корневая) сторона шва  
— reverse (root) side of the weld

*b*

Рис. 5. Графики зависимости ширины (а) и высоты усиления (б) шва из уравнений регрессии для сварки пластин толщиной 5 мм от режимов сварки

Fig. 5. Graphs of the dependence of the width (a) and the height of the reinforcement (b) of the seam from the regression equations for welding plates with a thickness of 5 mm on the welding modes

вышение значения силы сварочного тока не влияет на этот параметр (рис. 5, а).

Как видно из рис. 5, б, установленный диапазон режимов сварки 400–600 А, 25–40 В не

оказывает существенного влияния на высоту усиления шва с лицевой стороны, но весьма существенно влияет на возрастание усиления корневого валика.

Решением системы из четырех уравнений регрессии найден оптимальный режим сварки, позволяющий получить номинальные значения геометрических параметров шва: 550 А, 30 В.

### Выводы

Разработанный экспериментальный флюс позволяет получать сварные соединения с минимальными остаточными деформациями, не имеющие внутренних дефектов.

В процессе сварки деталей толщиной 5 мм на экспериментальном флюсе с применением керамических подкладок погонная энергия дуги 600 А, 37 В, (2000–2466 кДж/мм) оказывается избыточной, приводит к активному взаимодействию сварочной ванны и материала подкладки и к появлению как продольных, так и поперечных деформаций с прогибом до 5 мм. При режиме 400 А, 37 В выявлен минимум продольных деформаций и недостаточность сформированности корневого валика. Наиболее рациональным режимом сварки является 450 А, 27 В (1350 кДж/мм), позволяющий сформировать полноценный валик как с лицевой, так и с обратной стороны, удовлетворяющий требованиям ГОСТ 8713–79-С4, а также минимизировать остаточные деформации сварной конструкции.

Установлено, что повышение напряжения на дуге приводит к увеличению ширины корневого валика и не оказывает значительного влияния на ширину шва с лицевой стороны. Повышение силы сварочного тока, напротив, увеличивает ширину шва с лицевой стороны и не влияет на ширину корневого валика. Установленный диапазон режимов сварки 400–600 А, 25–40 В не оказывает влияния на высоту усиления шва с лицевой стороны, но весьма существенно влияет на величину усиления корневого валика.

Определен оптимальный режим сварки стыковых соединений листов низкоуглеродистой стали толщиной 5 мм, позволяющий получить номинальные значения геометрических параметров шва по ГОСТ 8713–79-С4: скорость сварки 54 см/мин, сила сварочного тока 550 А, напряжение на дуге 30 В.

### Список литературы

1. *Верхотуров А.Д., Бабенко Э.Г., Макиенко В.М.* Методология создания сварочных материалов / под

ред. Б.А. Воронова. – Хабаровск: Изд-во ДВГУПС, 2009. – 128 с. – ISBN 978-5-262-00458-4.

2. Evaluation of the influence of slag heaps on the state of the urban residential area / T.V. Sviridova, O.B. Bobrova, A.Yu. Peryatinsky, E.A. Nekerov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2019. – Vol. 537 (6). – DOI: 10.1088/1757-899X/537/6/062009.

3. *Хаматова А.Р., Хохряков О.В.* Электростале-плавильный шлак ОАО «Ижсталь» для цементов низкой водопотребности и бетонов на их основе // Известия Казанского государственного архитектурно-строительного университета. – 2016. – № 2 (36). – С. 221–227.

4. Utilization of steel slag for Portland cement clinker production / P.E. Tsakiridis, G.D. Papadimitriou, S. Tsvivilis, C. Koroneos // Journal of Hazardous Materials. – 2008. – Vol. 152 (2). – P. 805–811. – DOI: 10.1016/j.jhazmat.2007.07.093.

5. Patent № 201610570916 China, XA. Mixed slag-smelting reduction production and thermal refining method: filed 18.07.2016: publ. 04.05.2018 / Chzhan Wu.

6. Patent № 6391086 United States of America, B1. Method for the use of electric steel plant slag for self-reducing agglomerates: filed 20.03.2001: publ. 30.10.2002 / M. Albuquerque Contrucci, E.S. Marcheze.

7. Patent № 6033467 United States of America, A. Method of making cement or mine backfill from base metal smelter slag: filed 08.05.1998: publ. 07.03.2000 / D. Krofchak.

8. Patent № 5944870 United States of America, A. Method of manufacturing pig iron or steel and cement clinker from slags: filed 07.02.1995: publ. 07.02.2016 / A. Edlinger.

9. *Song Q., Shen B., Zhou Z.* Effect of blast furnace slag and steel slag on cement strength, pore structure and autoclave expansion // Advanced Materials Research. – 2011. – Vol. 168–170. – P. 17–20. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.168-170.17.

10. EAF slag in asphalt mixes: A brief review of its possible re-use / M. Skaf, M.J. Manso, A. Aragon, J.A. Fuente-Alonso, V. Ortega-López // Resources, Conservation and Recycling. – 2017. – Vol. 120. – P. 176–185. – DOI: 10.1016/j.resconrec.2016.12.009.

11. *Технология вяжущих веществ* / В.Н. Юнг, Ю.М. Бутт, В.Ф. Журавлев, С.Д. Огороков. – М.: Госстройиздат, 1952. – 600 с.

12. *Проблемы развития безотходных производств* / Б.Н. Ласкорин, Б.В. Громов, А.П. Цыганков, В.Н. Сенин. – М.: Стройиздат, 1981. – 207 с.

13. Scrap deficit problem at the Amurstal metallurgical plant and search for alternatives to substitute it / P.V. Bakhmatov, E.A. Startsev, V.V. Grigor'ev, A.A. Bryanskii // Metallurgist. – 2022. – Vol. 66 (3). – P. 376–382. – DOI: 10.1007/s11015-022-01339-6.



14. Современное состояние переработки шлаков сталеплавильного производства / С.С. Бельский, А.А. Зайцева, А.А. Тютрин, З.З. Исмоилов, А.Н. Баранов, Ю.В. Сокольников // *iPolytech Journal*. – 2021. – Т. 25 (6). – С. 782–794. – DOI: 10.21285/1814-3520-2021-6-782-794.

15. ИТС 26–2017. Информационно-технический справочник по наилучшим доступным технологиям. Производство чугуна, стали и ферросплавов: дата введ. 2018–07–01. – М.: Бюро НТД, 2017. – 478 с.

16. Разработка новых сварочных флюсов и флюс-добавок для сварки и наплавки стали на основе техногенных отходов металлургического производства / Н.А. Козырев, Р.Е. Крюков, Н.Е. Крюков, И.Н. Ковальский, А.А. Усольцев // *Заготовительные производства в машиностроении*. – 2017. – Т. 15, № 6. – С. 249–254.

17. Разработка новых сварочных флюсов на основе шлака силикомарганца и ковшевого электрошлака / Н.А. Козырев, Р.Е. Крюков,

А.Р. Михно, А.А. Усольцев, А.А. Уманский // *Сварочное производство*. – 2020. – № 2 (1023). – С. 16–21.

18. Структурно-фазовые состояния и поверхность разрушения электродуговой наплавки и сварных швов / Р.Е. Крюков, В.Е. Громов, Н.А. Козырев, Ю.Ф. Иванов, Ю.А. Шлярова. – Новокузнецк: СибГИУ, 2022. – 136 с. – ISBN 978-5-7806-0585-0.

19. *Bakhmatov P.V., Startsev E.A., Sobolev B.M.* Impact and effect study of submerged-arc welding conditions on structural changes in weld metal // *Lecture Notes in Networks and Systems*. – 2021. – Vol. 200. – P. 65–76. – DOI: 10.1007/978-3-030-69421-0\_8.

20. Патент № 2793303 С1 Российская Федерация, МПК В23К 35/362, В23К 35/40, С21С 5/54. Способ изготовления сварочного флюса из техногенных отходов сталеплавильного производства: № 2022128798: заявл. 07.11.2022: опубл. 31.03.2023, Бюл. № 10 / П.В. Бахматов, Е.А. Старцев, Р.Е. Глазовский, Б.М. Соболев.

## Конфликт интересов

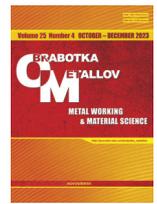
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2023 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## The influence of automatic arc welding modes on the geometric parameters of the seam of butt joints made of low-carbon steel, made using experimental flux

Egor Startsev<sup>a, \*</sup>, Pavel Bakhmatov<sup>b</sup>

Komsomolsk-na-Amure State University, 27 Lenin Avenue, Komsomolsk-on-Amur, 681013, Russian Federation

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5811-7071>, [egorstarts@inbox.ru](mailto:egorstarts@inbox.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4271-0428>, [mim@knastu.ru](mailto:mim@knastu.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 15 September 2023

Revised: 20 September 2023

Accepted: 27 September 2023

Available online: 15 December 2023

#### Keywords:

Submerged welding

Welding modes

Geometric parameters of the seam

The quality of the welded joint

#### Funding

The study was carried out with financial support from the funds of the Federal State Educational Institution of Higher Education “KNAU” under the research project No. VN001/2020 “Development of an algorithm and study of the process of programmable control of the formation of a welding/surfacing roller (including the use of additive technologies) on an automatic welding installation” (2020-2023).

#### Acknowledgements

Research was partially conducted at core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials”.

### ABSTRACT

**Introduction.** The metallurgical industry in the territory of the Russian Federation has accumulated a significant amount of slags obtained during the smelting of steels and cast iron. The presence of slag dumps adversely affects the ecology of regions with metallurgical enterprises. When reducing iron from slags, the by-product becomes an oxide agglomerate, which can be considered as a flux composition for arc welding/surfacing under a layer of flux, fillers of powder wires, coatings of welding stick electrodes. **The purpose of the work** is to establish the possibility of arc welding using the flux obtained by the authors and to determine the optimal welding modes with the condition of achieving the geometric parameters of the seam according to *GOST 8713-79* and the quality of the welded joint (absence of internal defects). In this paper, butt welded joints of sheet steel *VSt3sp* with a thickness of 5 mm obtained by automatic welding under a layer of flux at direct current with forced formation of a root roller on ceramic linings using flux from recycled metallurgical slag of an electric steelmaking enterprise **are investigated**. Automatic welding of flat specimens was carried out on a tractor-type *ADF-1250* machine with a wire with a diameter of 3 mm, at a constant welding speed of 54 cm/min with varying current and arc voltage within 400–600 A and 27–37 V. **The methods of investigation:** Visual measuring and radiographic control, determination of deformation of specimens by laser scanning and computer processing of 3D models were used to evaluate the quality of welded joints. Statistical modeling in the form of a two-factor experiment was also used in the work, with obtaining adequate regression equations of the influence of welding modes on the geometric parameters of the seam: the height of reinforcement and the width of the seam on the front and back of the joint. **Results and discussion.** The possibility of obtaining welding fluxes from metallurgical slags of an electric steelmaking enterprise and its use for creating welded joints is shown. Optimal modes of arc welding of thin-walled sheet parts made of low-carbon steel with forced formation of a root roller on ceramic linings is established, ensuring the absence of internal defects in the form of pores, cracks and lacks of penetration, a minimum of residual deformations and compliance of the weld size with the requirements of the existing standard. The nominal values of the geometric parameters of the seam according to *GOST 8713-79-C4* correspond to welding mode: welding speed 54 cm/min, welding current 550 A, arc voltage 30 V. The results of the work can be applied in metallurgical electric steelmaking enterprises producing low-carbon steel in the development of technologies for the use of welding materials from slag.

**For citation:** Startsev E.A., Bakhmatov P.V. The influence of automatic arc welding modes on the geometric parameters of the seam of butt joints made of low-carbon steel, made using experimental flux. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 61–73. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-61-73. (In Russian).

### References

1. Verkhoturov A.D., Babenko E.G., Makienko V.M. *Metodologiya sozdaniya svarochnykh materialov* [Methodology of creation of welding materials]. Khabarovsk, Far Eastern State Transport University Publ., 2009. 128 p. ISBN 978-5-262-00458-4.
2. Sviridova T.V., Bobrova O.B., Peryatinsky A.Yu., Nekerov E.A. Evaluation of the influence of slag heaps on the state of the urban residential area. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 537 (6). DOI: 10.1088/1757-899X/537/6/062009.

#### \* Corresponding author

Startsev Egor A., Senior lecturer

Komsomolsk-na-Amure State University, 27 Lenin Ave., 681013, Komsomolsk-on-Amur, Russian Federation

Tel.: +7 (914) 188-05-45, e-mail: [egorstarts@inbox.ru](mailto:egorstarts@inbox.ru)



3. Khamatova A.R., Khohryakov O.V. Elektrostaleplavil'nyi shlak OAO «Izhstal» dlya tsementov nizkoi vodopotrebnosti i betonov na ikh osnove [The electro-steel-smelting slag JSC “Izhstal” for cements of low water demand and concrete on their basis]. *Izvestiya Kazanskogo gosudarstvennogo arkhitekturno-stroitel'nogo universiteta = News KSUAE*, 2016, no. 2 (36), pp. 221–227.
4. Tsakiridis P.E., Papadimitriou G.D., Tsivilis S., Koroneos C. Utilization of steel slag for Portland cement clinker production. *Journal of Hazardous Materials*, 2008, vol. 152 (2), pp. 805–811. DOI: 10.1016/j.jhazmat.2007.07.093.
5. Wu Chzhan. *Mixed slag smelting reduction production and thermal refining method*. Patent of China, no. 201610570916, 2018.
6. Albuquerque Contrucci M., Marcheze E.S. *Method for the use of electric steel plant slag for self-reducing agglomerates*. Patent US, no. 6391086, 2002.
7. Krofchak D. *Method of making cement or mine backfill from base metal smelter slag*. Patent US, no. 6033467, 2000.
8. Edlinger A. *Method of manufacturing pig iron or steel and cement clinker from slags*. Patent US, no. 5944870, 2016.
9. Song Q., Shen B., Zhou Z. Effect of blast furnace slag and steel slag on cement strength, pore structure and autoclave expansion. *Advanced Materials Research*, 2011, vol. 168–170, pp. 17–20. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.168-170.17.
10. Skaf M., Manso M.J., Aragon A., Fuente-Alonso J.A., Ortega-López V. EAF slag in asphalt mixes: A brief review of its possible re-use. *Resources, Conservation and Recycling*, 2017, vol. 120, pp. 176–185. DOI: 10.1016/j.resconrec.2016.12.009.
11. Yung V.N., Butt Yu.M., Zhuravlev V.F., Okorokov S.D. *Tekhnologiya vyazhushchikh veshchestv* [Technology of binders]. Moscow, Gosstroizdat Publ., 1952. 600 p.
12. Laskorin B.N., Gromov B.V., Tsygankov A.P., Senin V.N. *Problemy razvitiya bezotkhodnykh proizvodstv* [Problems of development of waste-free production]. Moscow, Stroizdat Publ., 1981. 207 p.
13. Bakhmatov P.V., Startsev E.A., Grigor'ev V.V., Bryanskii A.A. Scrap deficit problem at the Amurstal metallurgical plant and search for alternatives to substitute it. *Metallurgist*, 2022, vol. 66 (3), pp. 376–382. DOI: 10.1007/s11015-022-01339-6.
14. Belskii S.S., Zaitseva A.A., Tyutrin A.A., Ismoilov Z.Z., Baranov A.N., Sokolnikova Yu.V. Current state of steelmaking slag processing. *iPolytech Journal*, 2021, vol. 25 (6), pp. 782–794. DOI: 10.21285/1814-3520-2021-6-782-794.
15. ITS 26–2017. *Informatsionno-tekhnicheskii spravochnik po nailuchshim dostupnym tekhnologiyam. Proizvodstvo chuguna, stali i ferrosplavov* [ITS 26-2017. Information and technical guide to the best available technologies. Production of pig iron, steel and ferroalloys]. Moscow, Byuro NTD Publ., 2017. 478 p.
16. Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Kryukov N.E., Koval'skii I.N., Usol'tsev A.A. Razrabotka novykh svarochnykh flyusov i flyus-dobavok dlya svarki i naplavki stali na osnove tekhnogennykh otkhodov metallurgicheskogo proizvodstva [Development of new welding fluxes and flux-additives for welding and surfacing steel on basis of technogenic wastes of metallurgical production]. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii = Blanking productions in mechanical engineering*, 2017, vol. 15 (6), pp. 249–254.
17. Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Mikhno A.R., Usoltsev A.A., Umanskiy A.A. Razrabotka novykh svarochnykh flyusov na osnove shlaka silikomargantsa i kovshevogo elektrostaleplavil'nogo shlaka [Development of new welding fluxes based on silicomanganese slag and ladle electric steel-smelting slag]. *Svarochnoe proizvodstvo*, 2020, no. 2, pp. 16–21. (In Russian).
18. Kryukov R.E., Gromov V.E., Kozyrev N.A., Ivanov Yu.F., Shlyarova Yu.A. *Strukturno-fazovye sostoyaniya i poverkhnost' razrusheniya elektrodugovoi naplavki i svarnykh shvov* [Structural-phase states and fracture surface of electric arc surfacing and welds]. Novokuznetsk, SibGIU Publ., 2022. 136 p. ISBN 978-5-7806-0585-0.
19. Bakhmatov P.V., Startsev E.A., Sobolev B.M. Impact and effect study of submerged-arc welding conditions on structural changes in weld metal. *Lecture Notes in Networks and Systems*, 2021, vol. 200, pp. 65–76. DOI: 10.1007/978-3-030-69421-0\_8.
20. Bakhmatov P.V., Startsev E.A., Gladovskij R.E., Sobolev B.M. *Sposob izgotovleniya svarochnogo flyusa iz tekhnogennykh otkhodov staleplavil'nogo proizvodstva* [Method for manufacturing welding flux from man-made waste of steelmaking]. Patent RF, no. 2022128798, 2023.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



# Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Фрезерование заготовок из мартенситной стали 40X13, полученных с помощью аддитивных технологий

Никита Мартюшев<sup>1, a, \*</sup>, Виктор Козлов<sup>1, b</sup>, Мэнсюй Ци<sup>1, c</sup>, Андрей Багинский<sup>1, d</sup>,  
Цзэли Хань<sup>1, e</sup>, Александр Бовкун<sup>2, f</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

<sup>2</sup> Иркутский национальный исследовательский технический университет, ул. Лермонтова, 83, г. Иркутск, 664074, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0003-0620-9561>, [martjushev@tpu.ru](mailto:martjushev@tpu.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0001-9351-5713>, [kozlov-viktor@bk.ru](mailto:kozlov-viktor@bk.ru);

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0003-3738-0193>, [mensyuy1@tpu.ru](mailto:mensyuy1@tpu.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1544-6406>, [bagin@tpu.ru](mailto:bagin@tpu.ru);

<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0001-6502-6541>, [hanzelizy@gmail.com](mailto:hanzelizy@gmail.com); <sup>f</sup> <https://orcid.org/0000-0002-0623-4284>, [Bovas87@yandex.ru](mailto:Bovas87@yandex.ru)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9

#### История статьи:

Поступила: 14 июля 2023

Рецензирование: 24 июля 2023

Принята к печати: 11 октября 2023

Доступно онлайн: 15 декабря 2023

#### Ключевые слова:

Электронно-лучевая наплавка  
Аддитивные технологии  
Мартенситная нержавеющая сталь  
Силы резания  
Режимы обработки  
Фрезерование

#### Финансирование

Исследование выполнено при поддержке программы развития ТПУ.

#### Благодарности

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнауки № 13.ЦКП.21.0034).

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** В последние годы большее внимание уделяется аддитивным технологиям печати проволокой. Из-за особенностей печати проволокой твердость заготовки получается существенно выше, чем при традиционной ковке. Увеличение твердости приводит к увеличению силы резания. **Целью работы** является исследование силы резания при фрезеровании образцов из нержавеющей стали 40X13, полученных методом электронно-лучевой наплавки. **Методы исследования.** Образцы получались наплавкой проволоки из мартенситной нержавеющей стали 40X13. В работе исследована микроструктура образцов. Для проведения исследовательской работы была выбрана стандартная методика проведения экспериментов по определению сил резания. Однако для определения сил  $P_x$  и  $P_y$  использовалась четырёхзубая ( $z = 4$ ) фреза и ширина фрезерования была менее 2 мм. **В работе исследованы** образцы, полученные с помощью электронно-лучевой наплавки проволокой из стали 40X13. Определены силы резания, возникающие при фрезеровании данных образцов. **Результаты и обсуждение.** Структура полученных электронно-лучевой наплавкой образцов – это мартенсит отпуска. Установлено, что высокоскоростное фрезерование, высокоэффективное фрезерование и встречное фрезерование подходят для обработки таких заготовок. Для обработки тонкостенных заготовок из мартенситной нержавеющей стали после их изготовления методом электронно-лучевой наплавки необходимо использовать попутное фрезерование. Полученные в исследовании режимы резания позволяют снизить температуру режущей кромки, силу резания и изгиб маложёсткой концевой фрезы. Так, в ходе исследования удалось подобрать режимы, позволяющие уменьшить вибрацию системы «станок – приспособление – инструмент – деталь».

**Для цитирования:** Фрезерование заготовок из мартенситной стали 40X13, полученных с помощью аддитивных технологий / Н.В. Мартюшев, В.Н. Козлов, М. Ци, А.Г. Багинский, Ц. Хань, А.С. Бовкун // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 74–89. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-74-89.

## Введение

Развитие науки и промышленности приводит к появлению и активному развитию новых технологий. Такие технологии появляются и в направлении обработки и изготовления металлических деталей и заготовок. Одни из перспективных современных технологий изготовления деталей – это аддитивные технологии. Адди-

#### \*Адрес для переписки

Мартюшев Никита Владимирович, к.т.н., доцент  
Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
пр. Ленина, 30,  
634050, г. Томск, Россия  
Тел.: +7 (3822) 60-62-85, e-mail: [martjushev@tpu.ru](mailto:martjushev@tpu.ru)

тивные технологии имеют не слишком высокую производительность, стоимость изготовления деталей в этом случае также достаточно велика. Одним из направлений развития аддитивных технологий стала печать образцов с помощью наплавки металла. Такая технология существенно снижает время и стоимость изготовления заготовки. Это обусловлено тем, что для печати используется не порошок, а наплавочная проволока, которая в разы дешевле. Однако недостатком такого способа является то, что формируемая поверхность имеет плохое качество, и требуется последующая механическая обработка. Из-за особенности этой технологии, связанной с охлаждением напечатанных деталей, их твердость получается выше, чем при ковке или литье. Особенно это проявляется при изготовлении деталей из мартенситных нержавеющей сталей, которые достаточно недорогие и широко используются в том числе и для наплавки.

При формировании детали методом послойной наплавки на предыдущий слой наносится новый слой. Предыдущий слой повторно нагревается и снова быстро охлаждается. Поскольку критическая скорость охлаждения мартенситных сталей невелика, то формируется мартенситная структура, обладающая высокой твердостью. Исследования, проведенные авторами работ [2, 3], подтверждают это. Послойная наплавка порошка лазером дает различные механические свойства по сечению печатаемых заготовок. Величина зерна, пористость и соответственно механические свойства зависят от направления, в котором производится их измерение. В работе [4] показано, что свойства напечатанных с помощью аддитивных технологий изделий различны в разных направлениях. Авторы также отметили, что это можно частично исправить с помощью термообработки, но потребуются затраты на дополнительную операцию. Аналогичные результаты приведены в [5]. Показывается, что в результате термоциклирования отдельных областей при печати могут возникать внутренние напряжения в печатаемой заготовке. В работе [5] также говорится, что на поверхности образцов 40X13 при SLM образовалась труднообрабатываемая корка (750 HV).

При печати проволокой (WAAM) идет рекристаллизация нижнего слоя во время нанесения на него следующего слоя. При этом формируется

структура, состоящая из вытянутых зерен феррита и мелкозернистого игольчатого мартенсита в матрице в верхнем слое. Эта структура образуется вместо пространственной периодичности мартенситных реек внутри равноосных зерен феррита во внутренних слоях. Содержание мартенсита постепенно увеличивалось по мере удаления от основного металла [6].

Условия работы оборудования во многом определяют процесс формирования заготовки с помощью наплавки проволокой. На него влияют такие параметры, как температура подложки, траектория движения [7] и др. Однако даже при оптимальных режимах все равно получаются различные дефекты структуры материала (упрочнение поверхности, неоднородности и др.). Одной из аддитивных технологий является технология WAAM. При печати заготовок по технологии WAAM также получают заготовки с неоднородными механическими свойствами и структурой. Еще один недостаток WAAM-технологии – плохое качество поверхности. После изготовления заготовки требуется последующая механическая обработка для получения желаемых геометрических допусков и свойств поверхности [8].

При механической обработке таких заготовок следует учитывать эти особенности. Обработка на фрезерном станке заготовок, полученных из нержавеющей сталей методом WAAM, возможна с достаточно высокой производительностью [9], но при этом наблюдается значительный износ инструмента при фрезеровании детали WAAM. Это происходит несмотря на то, что инструмент и параметры фрезерования выбраны на основе рекомендаций производителя по обработке данного материала.

Неоднородная микроструктура, образующаяся в образце, получаемом по технологии WAAM, дает существенное ухудшение его обрабатываемости. Это происходит из-за сложных термических циклов при печати. В работе [10] продемонстрированы сложности, возникающие при фрезеровании концевой фрезой из  $Al_2O_3/Si_3N_4$  (сиалон) сплава  $Ti_6Al_4V$ . Авторы работы отметили более значительный износ инструмента при обработке WAAM-образцов в сравнении с коваными и литыми образцами.

Снизить износ и повысить стойкость инструмента можно за счет изменения скорости реза-

ния и подачи [11, 12]. Можно также использовать криогенное охлаждение режущего инструмента.

Другой способ снижения износа инструмента – это подбор режимов печати, формирующих нужные поверхностные свойства. Чтобы преодолеть неоднородность печатаемой заготовки по твердости, была разработана и проверена методология агрегирования данных микротвердости в отдельных сборках [13, 14]. Совмещение различных технологий аддитивной печати дает возможность получать более однородную структуру. Однако в целом исследователи отмечают [15], что при обработке напечатанных заготовок идет увеличение сил резания в сравнении с заготовками, полученными традиционными методами. Авторы [16] указывают, что заготовки, полученные методами аддитивных технологий, дают совершенно различные силы резания при одних и тех же режимах обработки.

Для обработки деталей из стали 316L, полученных методами лазерных аддитивных технологий (LAM), рекомендуется попутное фрезерование [17, 18]. Оно дает лучшее качество поверхности по шероховатости по сравнению со встречным. Снизить износ инструмента и повысить производительность обработки можно за счет использования ультразвукового вибрационного фрезерования при попутном фрезеровании [19–23]. В настоящее время также ведутся работы по совмещению аддитивных и субтрактивных технологий на одном оборудовании [24]. Это позволяет повысить точность изготовления, сократить время работы и уменьшить износ инструмента.

Важность определения оптимальных режимов обработки заготовок, полученных аддитивными методами печати проволокой, отмечается в работе [25]. Авторы говорят о том, что стандартные режимы обработки не дают оптимального результата. В целом также авторами [25–28] отмечается, что различное положение заготовки при 3D-печати формирует различные свойства. Вертикально изготовленные заготовки охлаждаются медленнее, чем горизонтально расположенные. В итоге в зависимости от расположения заготовок при печати их свойства будут различны, что окажет влияние на режимы обработки. Поэтому при назначении режимов субтрактивной обработки важно знать особенности изготовления заготовки: это будет напрямую влиять

на качество обработки и износ инструмента. Особенно это важно для деталей, изготовленных методом электронно-лучевой печати (EBW). Печать заготовок методом WAAM более массовая в силу своей дешевизны. EBW-методом изготавливают более ответственные детали, такие детали должны обладать более высокой точностью. Поэтому для заготовок, изготовленных методом EBW, крайне важно изучить особенности последующей ректративной обработки. Анализ литературы показывает, что работы, посвященные свойствам различно ориентированных напечатанных образцов, есть. Однако работ, показывающих, насколько изменения свойств различно ориентированных напечатанных образцов влияют на режимы субтрактивной обработки, практически нет. Работы, посвященные обработке заготовок, напечатанных методом EBW, практически отсутствуют.

Работ, посвященных субтрактивной обработке заготовок, полученных электронно-лучевой печатью, очень мало. Поэтому тема подбора оптимальных режимов обработки заготовок, изготовленных методами WAAM (наплавки проволоки), весьма актуальна.

**Цель этой работы** – путем экспериментов определить закономерности изменения сил при фрезерной обработке заготовок из нержавеющей стали 40X13, изготовленных электронно-лучевой наплавкой.

## Материалы и методики

Для проведения исследований по фрезерной обработке были получены образцы с помощью технологии электронно-лучевой наплавки проволоки: напечатаны 10 образцов для проведения исследований. Пять образцов было использовано для попутного фрезерования и еще пять образцов – для встречного фрезерования. Размеры образцов составляли 14×70×15 мм (высота × ширина × длина). Исследуемые образцы были напечатаны с помощью стальной проволоки, химический состав которой приведен в табл. 1.

Таблица 1

Table 1

### Химический состав стали 40X13

#### The chemical composition of martensitic steel

C	Mn	Si	Ni	Cr	P	S	Fe
0,40	0,49	0,54	0,50	13,1	0,020	0,016	остальное

### Изготовление образцов с помощью электронно-лучевой установки

Образцы были напечатаны на электронно-лучевой установке (ЭЛС) наплавки проволокой. Установка разработана и изготовлена в Томском политехническом университете (рис. 1).

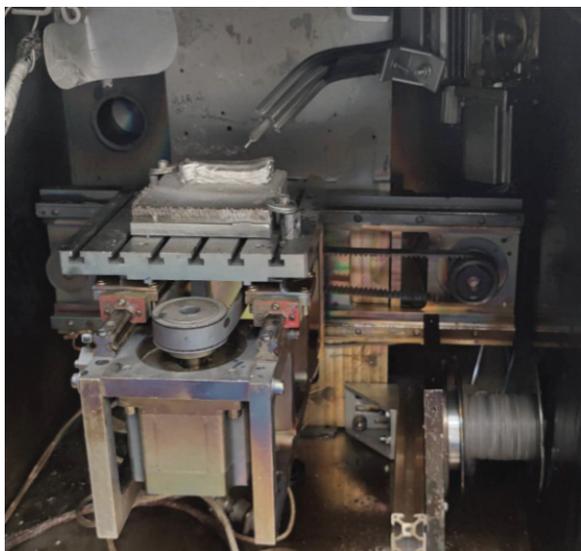


Рис. 1. Общий вид рабочей камеры установки электронно-лучевой наплавки проволокой

Fig. 1. General view of the working chamber of the electron-beam wire surfacing installation

Ускоряющее напряжение установки ЭЛС составляет 40 кВ и остается неизменным. Диапазон изменения тока находится в пределах 0–200 мА. Исходным материалом для получения заготовки методом ЭЛС является стальная проволока марки 40X13 диаметром 1,2 мм. Общая схема печати образцов приведена на рис. 2.

При печати образцов использовали следующие режимы:

- круговая развертка луча 3,0–5,0 мм;
- угол подачи для проволоки 45,0°;
- ток луча 30 мА;
- скорость подачи проволоки 700 мм/мин.

При печати в качестве материала подложки использовался тот же материал, что и для проволоки, – сталь 40X13. Печать осуществлялась в вакууме при давлении  $5 \cdot 10^{-3}$  Па.

### Исследование микроструктуры полученных образцов

Травление микроструктуры осуществляли с помощью травителя, представляющего собой смесь концентрированных азотной  $\text{HNO}_3$

- скорость 350 мм/мин
- скорость 300 мм/мин
- скорость поднимания 1000 мм/мин

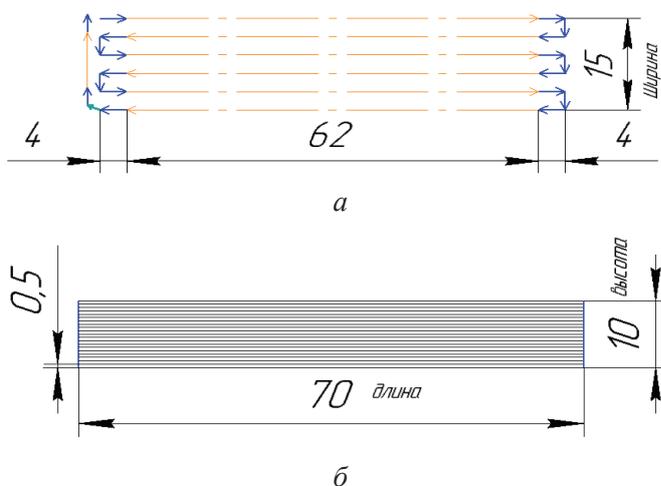


Рис. 2. Схема печати образца:

а – схема печати одного горизонтального слоя; б – схема печати в вертикальном направлении

Fig. 2. Scheme for printing a specimen:

а – pattern for printing one horizontal layer; б – print pattern in the vertical direction

(67 масс.%) и соляной  $\text{HCl}$  (33 масс.%) кислот. Соотношение кислот 1:3 по объему. Микроструктуру исследовали с помощью микроскопа ММР-1 (БИОМЕД).

### Исследование сил резания при фрезеровании

Для фрезерования образцов использовался станок с ЧПУ CONCEPTMill 155 (EMCO). Силы резания определяли с помощью динамометра Kistler 9257В (Швейцария). Направления измеряемых сил  $F_x$ ,  $F_y$  и  $F_z$ , отображаемых на мониторе динамометра Kistler, соответствуют при фрезеровании силам  $P_h$ ,  $P_v$  и  $P_x$ . Кроме того, силы  $F_z$  и  $F_y$  приблизительно соответствуют тангенциальной  $P_z$  и радиальной  $P_y$  силам при врезании и при выходе зуба из контакта, если  $t$  равно половине диаметра фрезы.

Для проведения исследовательской работы была выбрана стандартная методика проведения экспериментов по определению сил резания. Однако для определения сил  $P_z$  и  $P_y$  мы делали ряд отступлений от этой методики. Использовалась четырехзубая ( $z = 4$ ) фреза, и ширина фрезерования была менее 2 мм. Глубина фрезерования  $t$  была немного меньше (на 0,2 мм) половины диаметра фрезы  $d$  ( $t \approx 0,5d - 0,2$ ). Такое отступление от стандартного подхода позволило рассчитать

составляющие нормальной  $N$  и касательной  $F$  сил на передней поверхности зуба фрезы с помощью определенных сил  $P_z$  и  $P_y$ . При этом учитывался передний угол.

Для анализа данных использовали программный продукт DynoWare. Чувствительность динамометра 7,5 Н, погрешность его измерения  $\pm 0,005$  %. Разброс при измерении сил резания составлял не более 15 %. Такая погрешность обусловлена износом фрезы. При наличии износа необходимо сделать перенастройку. Однако очень сложно обеспечить точность настройки на требуемую ширину и глубину фрезерования даже при небольшом износе фрезы в процессе экспериментов. В качестве инструмента были выбраны твердосплавные концевые фрезы производства компания GESAC (Китай). Твердый сплав состоял в основном из карбидов вольфрама

и кобальтовой связки (~8 %). Их параметры приведены в табл. 2. Задний угол  $5^\circ$ , передний угол  $7^\circ$ . Использовались фрезы с покрытием, характеристики которого приведены в табл. 3. Выбор фрез с таким покрытием обусловлен условиями обработки. В экспериментах мы использовали встречное и попутное сухое фрезерование. Попутное фрезерование вели четырехзубой фрезой  $d = 8$  мм при ширине фрезерования  $B = 2$  мм, частоте вращения шпинделя  $n = 500$  об/мин, подаче  $s_m = 104$  мм/мин. Большое значение подачи выбрано для того, чтобы испытать выбранный инструмент на предельных режимах работы. Встречное фрезерование вели также четырехзубой фрезой  $d = 8$  мм при  $B = 2$  мм,  $n = 500$  об/мин,  $s_m = 28$  мм/мин. При выборе режимов резания исходили из опыта работ, выполненных авторами [28].

Таблица 2

Table 2

**Основные параметры используемых фрез**  
**The main parameters of the milling cutters used**

Заводская маркировка	Покрытие	Диаметр, мм	Угол винтовой канавки, $\omega$ , град	Число зубьев, $z$
UP210-S4-08020	AlCrSiN	8	35	4

Таблица 3

Table 3

**Основные параметры покрытия используемых фрез**  
**The main parameters of the coating of the milling cutters used**

Покрытие	HV0.05	$\mu$	$T$
AlCrSiN	3300	0,4	1100

## Результаты и их обсуждение

### *Получение образцов электронно-лучевой наплавкой и исследование их микроструктуры*

На первом этапе работы мы изготовили образцы для последующей механической обработки. Так как технология печати образцов с помощью электронного луча наплавкой проволоки

является достаточно новой, то практически нет никаких стандартных режимов изготовления образцов. Режимы печати будут в основном зависеть от печатаемого материала и геометрических размеров образцов. Более подробно технологию подбора режимов печати для нержавеющей стали 40X13 мы привели в работе [28]. Был сделан небольшой разброс значения тока луча для того,

чтобы определить оптимальные режимы печати. При проведении экспериментов использовалось шесть различных значений тока луча. Значение, при котором получался наиболее качественный образец, обладающий наименьшим количеством дефектов и гладкой поверхностью, использовалось затем для получения оставшихся образцов.

### **Изготовление образцов с помощью электронно-лучевой наплавки**

В этой работе было напечатано пять экспериментальных образцов с помощью электронно-лучевой технологии 3D-печати проволокой. В результате предварительных работ была определена оптимальная величина тока луча: 30 мА (рис. 3).

Первый печатаемый слой имеет самую высокую скорость охлаждения. Если ток луча слишком велик, то это приводит к проплавлению не только проволоки, но и материала подложки. В результате появляется впадина на границе печатаемого образца. Печать следующего слоя будет невозможна. По мере уменьшения тока луча длина траектории печати увеличивается. С возрастанием количества напечатанных слоев снижается скорость охлаждения и идет увеличение общей температуры образца. Исходя из этого, для изготовления образцов были определены



*Рис. 3.* Образец, полученный с помощью электронно-лучевой наплавки проволокой из стали 40X13

*Fig. 3.* A specimen obtained by electron-beam surfacing with a 0.4 C-13 Cr steel wire

оптимальные режимы печати, при которых можно было формировать заготовку слой за слоем: ток луча 30 мА и скорость подачи проволоки 700 мм/мин [28].

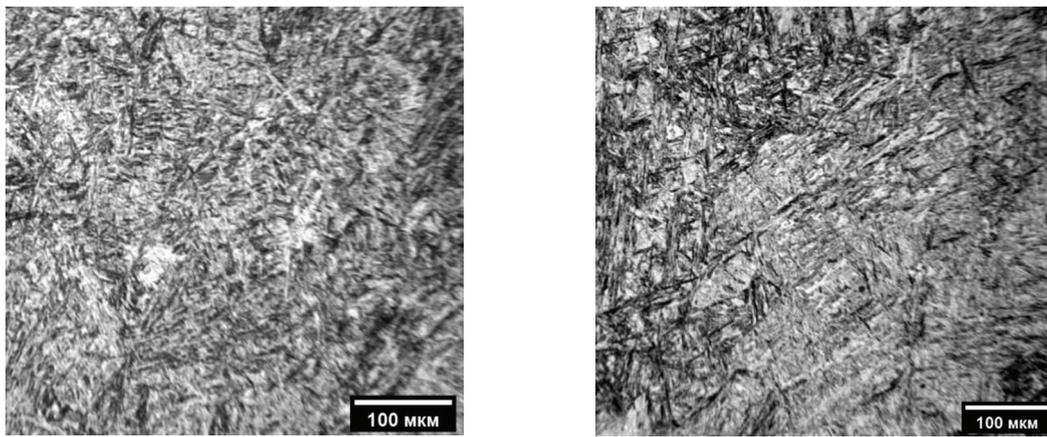
### **Исследование микроструктуры напечатанных образцов**

Традиционные методы формирования заготовок (ковка, литье) дают полностью мартенситную структуру для стали 40X13. При использовании аддитивных технологий в такой стали могут образовываться аустенит и дельта-феррит. В ходе нашей работы мы исследовали микроструктуру сталей.

Как показано на рис. 4, напечатанные образцы имеют плотную структуру. На межслоевых границах отсутствуют трещины, и граница расплавленной ванны также отсутствует. Микроструктура изготовленных образцов аналогична микроструктуре стали 40X13 после закалки и низкого отпуска [29–33]. Мартенсит имеет игольчатое строение. Такое поведение объясняется высокой скоростью охлаждения во время затвердевания при электронно-лучевом аддитивном производстве, что облегчает фазовое превращение аустенита в мартенсит. Эти мартенситные иглы со случайной ориентацией значительно меньше, чем мартенситные иглы, образующиеся при литье и закалке нержавеющей стали 40X13 [26, 27]. При аддитивной печати образца теплота, идущая от нанесенного нового слоя, оказывает влияние на ранее напечатанные слои. Нижележащие слои под печатаемым слоем нагреваются выше температуры аустенизации. Ранее образовавшийся мартенсит превращается в аустенит, и после охлаждения снова образуется остаточный аустенит и мартенсит. Однако если температура недостаточна и ниже температуры аустенизации, то идет процесс отпуска мартенсита, остаточный аустенит снова превращается в мартенсит.

### **Исследование сил резания при механической обработке образцов**

На третьем этапе нашей работы мы провели исследование сил резания, возникающих при фрезеровании напечатанных образцов. При обработке напечатанных образцов наибольшее внимание в данной работе уделялось составляющим силам  $P_h$  и  $P_v$  (рис. 5, 6). Это вызвано тем,



*a*

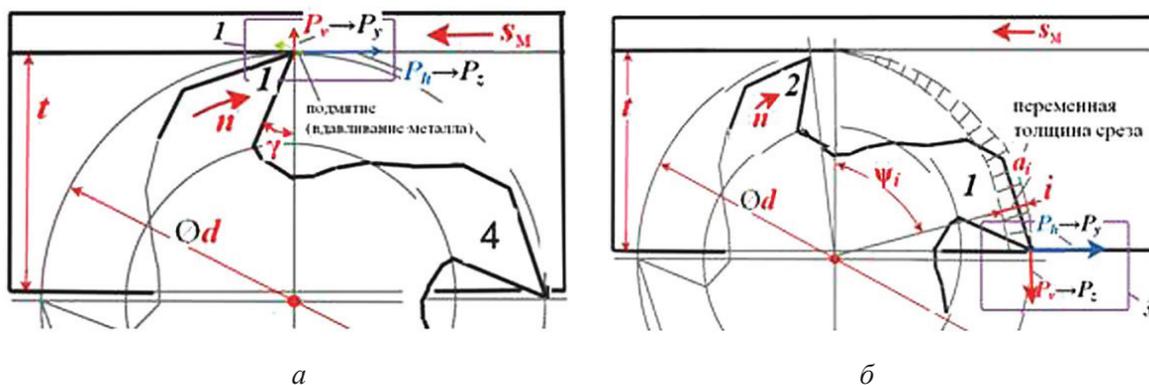
*б*

*Рис. 4.* Микроструктура образцов:

*a* – область возле края образца; *б* – центральная часть образца

*Fig. 4.* Microstructure of the specimens:

*a* – the area near the edge of the specimen; *б* – the central part of the specimen



*a*

*б*

*Рис. 5.* Схема направления составляющих силы резания при несимметричном встречном концевом фрезеровании четырехзубой концевой фрезой диаметром  $d = 8$  мм при глубине фрезерования  $t = d/2 - 0,2 = 3,8$  мм:

*a* – при врезании зуба № 1 (предыдущий зуб № 4 уже вышел из контакта); *б* – при выходе зуба № 1 из контакта с заготовкой (следующий зуб № 2 еще не вошел в контакт с заготовкой)

*Fig. 5.* The direction scheme of the components of the cutting force in asymmetric up end milling with a four-tooth end mill with a diameter of  $d = 8$  mm at a milling depth of  $t = d/2 - 0.2$  mm = 3.8 mm:

*a* – when tooth No.1 enters the workpiece (the previous tooth No.4 is already out of contact); *б* – when tooth No.1 leaves contact with the workpiece (the next tooth No.2 has not yet come into contact with the workpiece)

что сила  $P_x$  невелика относительно остальных сил. Она имеет направление вдоль оси фрезы – это направление самой высокой жесткости фрезы (рис. 6). Радиальное направление – направление самой низкой жесткости для концевой фрезы. Исходя из этого, действующая радиально к оси фрезы сила  $P_y$  приводит к появлению вибрации.

В ходе исследования нами были построены графики изменения сил резания при фрезерова-

нии четырехзубой фрезой для процессов встречного и попутного фрезерования.

### *Процесс встречного фрезерования*

При встречном фрезеровании четырехзубой фрезой диаметром 8 мм при  $t = 3,8$  мм изменение составляющих сил резания от времени  $\tau$  (с) представлено на рис. 7. Диаметр фрезы немного менее 4 мм был взят для гарантии, что следующий зуб еще не начал резание. На графике по-

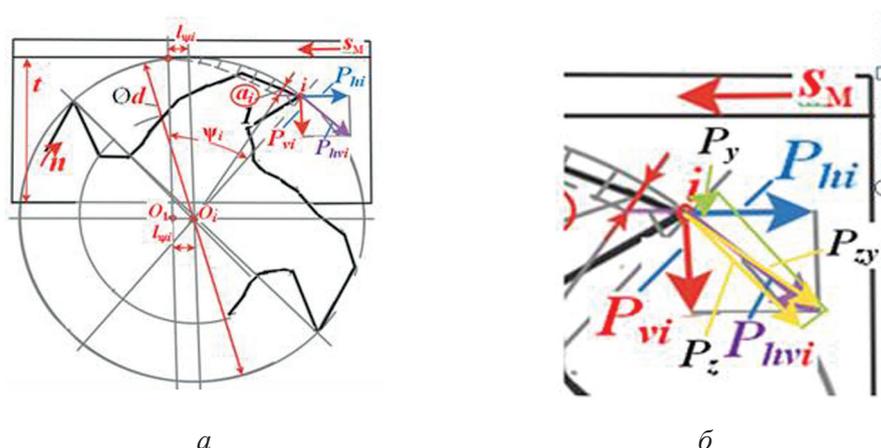


Рис. 6. Схема направления составляющих силы резания при несимметричном встречном концевом фрезеровании на виде сверху:

*a* – положение зуба фрезы при центральном угле  $\psi \approx 50^\circ$  от точки входа в контакт до рассматриваемого положения; *б* – крупно схема действия составляющих  $P_{vi}$  и  $P_{hi}$ , а также  $P_z$  и  $P_y$  и их результирующих  $P_{hvi}$  и  $P_{zy}$  при  $\psi \approx 50^\circ$

Fig. 6. The direction scheme of the components of the cutting force in asymmetric up end milling in the top view:

*a* – the position of the cutter tooth at a central angle  $\psi \approx 50^\circ$  from the point of contact to the considered position; *б* – large diagram of the action of the components  $P_{vi}$  and  $P_{hi}$ , as well as  $P_z$  and  $P_y$  and its resulting  $P_{hvi}$  and  $P_{zy}$  at  $\psi \approx 50^\circ$

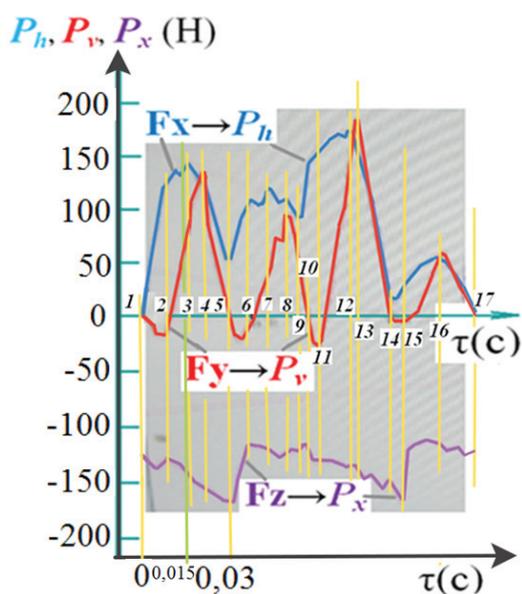


Рис. 7. Графики изменения сил при фрезеровании при повороте острой фрезы на один оборот. Встречное фрезерование четырехзубой фрезой  $d = 8$  мм,  $t = 3,8$  мм,  $B = 2$  мм,  $n = 500$  об/мин,  $s_M = 28$  мм/мин, образец № 1 – твердый сплав

Fig. 7. Graphs of force changes during milling when turning a sharp cutter for one revolution. Up milling with a 4-tooth cutter  $d = 8$  mm,  $t = 3.8$  mm,  $B = 2$  mm,  $n = 500$  rpm,  $s_M = 28$  mm/min, specimen No.1 – carbide

казаны силы, возникающие при одном полном обороте фрезы. На кривых основных составляющих сил резания  $P_h$  и  $P_v$  видны четыре четких пика – они соответствуют работе каждого из четырех зубьев фрезы. Рост силы происходит при врезании зуба в заготовку, падение силы – при выходе зуба из зоны резания.

Осевая составляющая  $P_x$  изменяется незначительно в течение всего цикла (рис. 7, диапазон между числами 1 и 5), так как по торцевой части в контакте с заготовкой находится практически сразу три зуба при четырехзубой фрезе и глубине фрезерования  $t \approx d/2$  (см. рис. 5, *a*, *б*). При уменьшении глубины фрезерования  $t < 0,2d$ , т. е. если глубина фрезерования  $t$  будет меньше глубины стружечной канавки фрезы  $h$ , в постоянном контакте с заготовкой будет находиться только один зуб. Это вызовет большие изменения величины составляющей  $P_x$  при повороте фрезы.

Время работы одного зуба при  $t = d/2$  и четырехзубой фрезе ( $z = 4$ ):  $\tau_{\text{1зуба}} = 60/4n$  (с). На графике изменения величины составляющих  $P_h$ ,  $P_v$  и  $P_x$  силы резания (рис. 7) видно, что происходит несинхронное изменение их величины.

При анализе изменения сил фрезерования необходимо иметь в виду, что динамометр Kistler установлен поперёк фрезерного стола (перпендикулярно продольной подаче стола  $s_M$ ),

а заготовка установлена длинной частью поперек динамометра, т. е. параллельно направлению продольной подачи стола  $s_m$ . Заготовка находится за фрезой, если смотреть со стороны оператора.

При врезании зуба в заготовку (см. рис. 7, диапазон между числами 1 и 2) зуб фрезы своей округленной режущей кромкой отталкивает заготовку от оси вращения фрезы, т. е. появляется составляющая сила  $P_{v \text{ врез}}$  с отрицательным знаком (в программе обработки сигналов с датчиков динамометра Kistler «зашиито», что положительный знак у силы  $F_y$  ( $P_v$  при фрезеровании) будет при действии силы в сторону оператора, т. е. как при токарной обработке).

В это же время составляющая сила  $P_{h \text{ врез}}$  действует с положительным знаком, т. е. зуб фрезы толкает заготовку в направлении, противоположном направлению встречной подачи  $s_m$  (рис. 8). Положительный знак у силы  $F_x$  ( $P_h$  при фрезеровании) на мониторе будет при действии силы слева направо, т. е. как при токарной обработке.

При дальнейшем повороте зуба (см. рис. 7, диапазон между числами 2 и 3) сила  $P_v$  действует уже в положительном направлении оси  $OY$ , т. е. зуб фрезы притягивает заготовку к оси вращения фрезы из-за положительного главного переднего угла  $\gamma$  (рис. 8, но показано положение фрезы после заготовки на виде сверху). Составляющая сила  $P_h$  непрерывно увеличивается по мере поворота зуба фрезы, так как увеличивает-

ся толщина среза  $a_i = s_z \sin \psi_i$  (см. рис. 7, диапазон между числами 2 и 3).

По мере поворота зуба фрезы на угол  $\psi$  не только увеличивается толщина среза  $a$ , но и происходит изменение направления составляющих  $P_z$  и  $P_y$  силы резания (рис. 9, но показано положение фрезы после заготовки на виде сверху). При увеличении толщины среза  $a$  сила  $P_z$  увеличивается более интенсивно, чем сила  $P_y$ , так как эта составляющая «отвечает» за срез стружки. Сила  $P_y$  при увеличении толщины среза практически не должна изменяться при остром режущем клине из-за малого коэффициента трения на передней поверхности зуба фрезы. Изменение направления действия сил  $P_z$  и  $P_y$  при повороте фрезы на угол  $\psi$  приводит к тому, что составляющая  $P_v$  увеличивается, а составляющая  $P_h$ , наоборот, начинает уменьшаться за счет поворота наибольшей силы  $P_z$  в сторону оси  $OY$ , т. е. она больше увеличивает силу  $P_v$ , а не  $P_h$  (см. рис. 7, диапазон между числами 3 и 4).

Дальнейший поворот фрезы приводит к уменьшению толщины среза  $a_i$  в период выхода зуба из контакта с заготовкой, что вызывает уменьшение составляющих  $P_z$  и  $P_y$ , а значит, и составляющих  $P_h$  и  $P_v$  (см. рис. 7, диапазон между числами 4 и 5). Уменьшение указанных составляющих при этом происходит не так быстро, как уменьшение толщины среза в конце реза зубом, поскольку упругая деформация системы СПИД (станок – приспособление – ин-

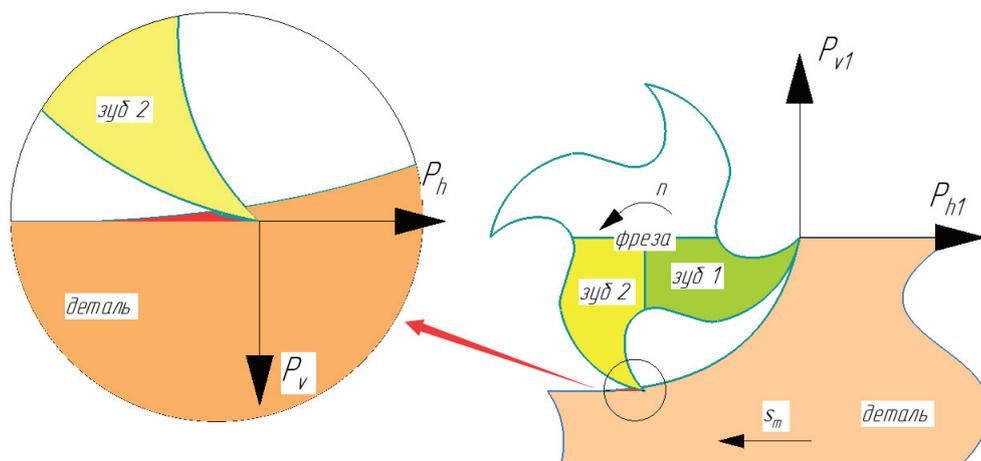


Рис. 8. Составляющие силы, действующие на деталь при встречном фрезеровании при врезании с острой фрезой (показано положение фрезы после заготовки на виде сверху)

Fig. 8. Component forces acting on the workpiece during up milling with a sharp cutter (the position of the cutter after the workpiece is shown in the top view)

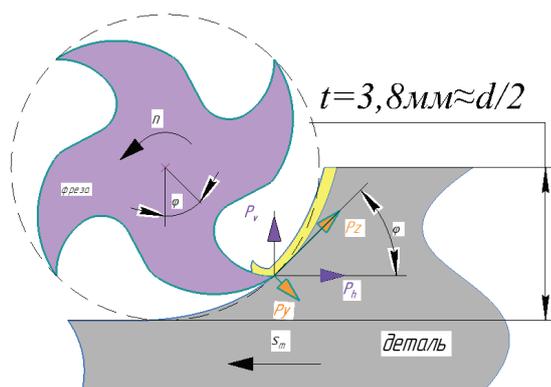


Рис. 9. Составляющие силы ( $P_y$ ,  $P_z$ ), полученные после разложения силы при фрезеровании ( $P_h$ ,  $P_v$ ) на направление к оси фрезы и тангенциальное направление, т. е. касательно к направлению вращения фрезы (показано положение фрезы после заготовки на виде сверху)

Fig. 9. Force components ( $P_y$ ,  $P_z$ ) obtained after decomposing the milling force ( $P_h$ ,  $P_v$ ) into a direction towards the cutter axis and a tangential direction, i.e. tangent to the direction of rotation of the cutter (the position of the cutter after the workpiece is shown in top view)

струмент – деталь) не позволяет сделать это так резко, как теоретически ожидается. Мы считаем, что с увеличением жёсткости системы СПИД, и прежде всего с увеличением жесткости концевой фрезы как самого нежесткого элемента, будет происходить более быстрое уменьшение сил в конце работы зуба фрезы.

Отрицательная величина знака силы  $P_x$  ( $P_x = -120 \dots -170$  Н) свидетельствует о стремлении фрезы поднять заготовку, что связано с положительным углом наклона зубьев фрезы  $\omega = 40^\circ$ .

Увеличение силы  $P_x$  в отрицательную сторону в диапазоне цифр 2–5 (см. рис. 7) связано с увеличением толщины среза при повороте фрезы, а уменьшение в диапазоне цифр 5–6 – с уменьшением толщины среза в конце цикла срезания припуска рассматриваемым зубом.

При дальнейшем повороте фрезы следующий зуб фрезы начинает врезаться в заготовку, поэтому цикл изменения составляющих сил повторяется (см. рис. 7, диапазон между числами 5 и 9).

### Процесс попутного фрезерования

При врезании зуба в заготовку (рис. 10, диапазон между числами 1 и 2) толщина среза  $a$  быстро увеличивается до максимального значе-

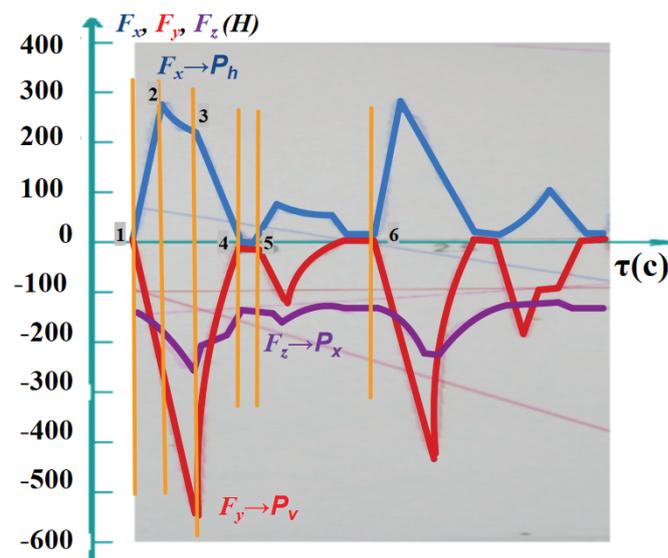


Рис. 10. Графики изменения сил при фрезеровании при повороте острой фрезы на один оборот. Попутное фрезерование четырехзубой фрезой  $d = 8$  мм,  $t = 4$  мм,  $B = 2$  мм,  $n = 500$  об/мин,  $s_m = 104$  мм/мин, образец № 1 – твердый сплав

Fig. 10. Graphs of force changes during milling when turning a sharp cutter for one revolution. Down milling with a 4-tooth cutter  $d = 8$  mm,  $t = 4$  mm,  $B = 2$  mm,  $n = 500$  rpm,  $s_m = 104$  mm/min, specimen No. 1 – carbide

ния  $a_{\max}$ , поэтому составляющая сила  $P_h$  быстро увеличивается до максимального значения, и  $P_v$  так же быстро увеличивается в отрицательную сторону направления оси  $OY$  динамометра (фреза округленной режущей кромкой и своей задней поверхностью отталкивает заготовку от оси фрезы).

Поскольку подача  $s_m = 104$  мм/мин очень велика, т. е. толщина среза  $a$  большая, то сила  $P_y$ , действующая в радиальном направлении к оси фрезы, имеет в своей составляющей и нормальную нагрузку со стороны задней поверхности зуба в момент врезания. Под действием сил  $P_y$  и  $P_z$  составляющая  $P_v$  продолжает увеличиваться в отрицательную сторону из-за большой подачи и перемещения зуба фрезы на продолжение резания. Поскольку толщина среза при попутном фрезеровании уменьшается, то увеличивается поднятие металла под режущую кромку, но не так интенсивно, как при встречном фрезеровании из-за наличия еще стружки на передней поверхности зуба фрезы. Составляющая  $P_h$  в это время, наоборот, начинает уменьшаться за счет уменьшения толщины среза и соответственно уменьшения силы  $P_z$ , и к тому же происходит

поворот ее направления в сторону оси  $OY$ , т. е. она больше действует на силу  $P_y$ , а не на  $P_h$  (см. рис. 10, диапазон между числами 2 и 3).

Дальнейший поворот фрезы приводит к дальнейшему уменьшению толщины среза  $a$  до нуля, что вызывает уменьшение составляющих  $P_z$  и  $P_y$ , а значит, и составляющих  $P_h$  и  $P_v$  (рис. 10, диапазон между числами 3 и 4).

Из-за упругой деформации системы СПИД под действием силы  $P_v$  фреза отталкивается от обработанной поверхности, из-за чего глубина резания не достигает заданного значения. В свою очередь, это приводит к сокращению времени фрезерования одним зубом заготовки. На рис. 10 в диапазоне между числами 4 и 5 силы равны нулю.

Так же как изменение силы  $P_x$  при встречном фрезеровании,  $P_x$  при попутном фрезеровании колеблется вверх и вниз в зависимости от изменения толщины резания  $a$ , и эти изменения невелики. Отрицательная величина знака силы  $P_x$  свидетельствует о стремлении фрезы поднять заготовку, что связано с положительным углом наклона зубьев фрезы  $\omega = 40^\circ$ .

При дальнейшем повороте фрезы следующий зуб фрезы начинает врезаться в заготовку, поэтому цикл изменения составляющих сил повторяется (см. рис. 10, диапазон между числами 5 и 6). Однако из-за упругой деформации системы СПИД и небольшого радиального биения зубьев максимальная сила каждого цикла не одинакова.

В результате проведенных экспериментальных работ мы определили силы, действующие на инструмент при обработке образцов из жаропрочной стали, полученной методом EBW проволокой. Были также получены закономерности изменения сил резания в процессе резания одним зубом. К важным результатам относится определение изменения направления боковой составляющей силы резания  $P_v$ . Поскольку наличие зазора в винтовой паре поперечной подачи станка приводит к возникновению вибраций, то его необходимо уменьшить до минимума. Знание силы подачи  $P_h$ , полученной по результатам проведенных испытаний, позволяет рассчитать необходимую силу закрепления заготовки, что особенно важно при малой жесткости заготовки. Эти результаты важны для производственных предприятий при обработке заготовок, полученных методом EBW проволокой.

## Заключение

Исследование сил резания выполнялось фрезерованием образцов прямоугольной формы, изготовленных методом электронно-лучевой наплавки мартенситной нержавеющей стали. На основе экспериментов были сделаны следующие основные выводы.

1. Структура напечатанных электронно-лучевой наплавкой образцов соответствует мартенситу отпуска.

2. Величина результирующей силы резания  $P_{hv}$  при попутном и встречном фрезеровании практически одинакова. Но сила резания в направлении подачи  $P_h$  при встречном фрезеровании существенно больше, чем при попутном, а боковая сила  $P_v$  при встречном фрезеровании существенно меньше, чем при попутном. Исходя из этого, при обработке тонкостенных деталей следует использовать попутное фрезерование.

3. В работе с помощью небольшого отступления от стандартной методики измерения сил резания были получены зависимости изменения сил  $P_z$  и  $P_y$  в процессе работы фрезы. Эти данные позволяют при известных физических составляющих на передней поверхности зуба строить эпюры контактных напряжений. Стандартная методика не дает таких данных. Это особенно важно для проведения работ по проектированию нового инструмента и позволяет вести расчет инструмента на прочность режущего клина. Измененную методику мы в своей работе опробовали на стали 40X13. Были определены силы  $P_z$  и  $P_y$ , действующие на зуб фрезы. В качестве продолжения данной работы планируется определить силы  $P_z$  и  $P_y$  для титановых сплавов, полученных методом EBW наплавки проволоки.

## Список литературы

1. Alvarez L.F., Garcia C., Lopez V. Continuous cooling transformations in martensitic stainless steels // ISIJ International. – 1994. – Vol. 34 (6). – P. 516–521. – DOI: 10.2355/isijinternational.34.516.
2. On the microstructure and corrosion behavior of wire arc additively manufactured AISI 420 stainless steel / M. Kazemipour, J.H. Lunde, S. Salahi, A. Nasiri // TMS 2020 149th Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings. – Springer, 2020. – P. 435–448. – DOI: 10.1007/978-3-030-36296-6\_41.

3. *Liverani E., Fortunato A.* Additive manufacturing of AISI 420 stainless steel: Process validation, defect analysis and mechanical characterization in different process and post-process conditions // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2021. – Vol. 117 (3–4). – P. 809–821. – DOI: 10.1007/s00170-021-07639-6.
4. Ultra-high strength martensitic 420 stainless steel with high ductility / K. Saeidi, D.L. Zapata, F. Lofaj, L. Kvetkova, J. Olsen, Z. Shen, F. Akhtar // *Additive Manufacturing*. – 2019. – Vol. 29. – P. 100803. – DOI: 10.1016/j.addma.2019.100803.
5. In situ heat treatment in selective laser melted martensitic AISI 420 stainless steels / P. Krakhmalev, I. Yadroitsava, G. Fredriksson, I. Yadroitsev // *Materials & Design*. – 2015. – Vol. 87. – P. 380–385. – DOI: 10.1016/j.matdes.2015.08.045.
6. Characterization of wire arc additive manufacturing 2Cr13 part: Process stability, microstructural evolution, and tensile properties / J. Ge, J. Lin, Y. Chen, Y. Lei, H. Fu // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 748. – P. 911–921. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.03.222.
7. Process parameters effect on weld beads geometry deposited by Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM) / S. Manokruang, F. Vignat, M. Museau, M. Limousin // *Advances on Mechanics, Design Engineering and Manufacturing III. JCM 2020*. – Springer, 2021. – P. 9–14. – DOI: 10.1007/978-3-030-70566-4\_3.
8. *Grzesik W.* Hybrid additive and subtractive manufacturing processes and systems: a review // *Journal of Machine Engineering*. – 2018. – Vol. 18 (4). – P. 5–24. – DOI: 10.5604/01.3001.0012.7629.
9. Effect of milling parameters on HSLA steel parts produced by Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM) / J.G. Lopes, C.M. Machado, V.R. Duarte, T.A. Rodrigues, T.G. Santos, J.P. Oliveira // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2020. – Vol. 59. – P. 739–749. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.10.007.
10. New observations on wear characteristics of solid  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Si}_3\text{N}_4$  ceramic tool in high speed milling of additive manufactured Ti6Al4V / J. Dang, H. Zhang, W. Ming, Q. An, M. Chen // *Ceramics International*. – 2020. – Vol. 46 (5). – P. 5876–5886. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2019.11.039.
11. Analysis of tool wear in cryogenic machining of additive manufactured Ti6Al4V alloy / A. Bordin, S. Bruschi, A. Ghiotti, P.F. Bariani // *Wear*. – 2015. – Vol. 328–329. – P. 89–99. – DOI: 10.1016/j.wear.2015.01.030.
12. Influence of finish machining on the surface integrity of Ti6Al4V produced by selective laser melting / S. Milton, A. Morandau, F. Chalon, R. Leroy // *Procedia CIRP*. – 2016. – Vol. 45. – P. 127–130. – DOI: 10.1016/j.procir.2016.02.340.
13. *Keist J.S., Palmer T.A.* Development of strength-hardness relationships in additively manufactured titanium alloys // *Materials Science and Engineering: A*. – 2017. – Vol. 693. – P. 214–224. – DOI: 10.1016/j.msea.2017.03.102.
14. The effect of finish-milling operation on surface quality and wear resistance of Inconel 625 produced by selective laser melting additive manufacturing / E. Tascioglu, Yu. Kaynak, Ö. Poyraz, A. Orhangül, S. Ören // *Advanced Surface Enhancement. INCASE 2019*. – Springer, 2020. – P. 263–272. – DOI: 10.1007/978-981-15-0054-1\_27.
15. Cutting forces analysis in additive manufactured AISI H13 alloy / F. Montevecchi, N. Grossi, H. Takagi, A. Scippa, H. Sasahara, G. Campatelli // *Procedia CIRP*. – 2016. – Vol. 46. – P. 476–479.
16. Study on machinability of additively manufactured and conventional titanium alloys in micro-milling process / F. Hojati, A. Daneshi, B. Soltani, B. Azarhoushang, D. Biermann // *Precision Engineering*. – 2020. – Vol. 62. – P. 1–9. – DOI: 10.1016/j.precisioneng.2019.11.002.
17. *Gong Y., Li P.* Analysis of tool wear performance and surface quality in post milling of additive manufactured 316L stainless steel // *Journal of Mechanical Science and Technology*. – 2019. – Vol. 33. – P. 2387–2395. – DOI: 10.1007/s12206-019-0237-x.
18. *Ni Ch., Zhu L., Yang Zh.* Comparative investigation of tool wear mechanism and corresponding machined surface characterization in feed-direction ultrasonic vibration assisted milling of Ti–6Al–4V from dynamic view // *Wear*. – 2019. – Vol. 436. – P. 203006. – DOI: 10.1016/j.wear.2019.203006.
19. *Xiong X., Haiou Z., Guilan W.* A new method of direct metal prototyping: hybrid plasma deposition and milling // *Rapid Prototyping Journal*. – 2008. – Vol. 14(1). – P. 53–56. – DOI: 10.1108/13552540810841562.
20. SLS setup and its working procedure / R. Ahmetshin, V. Fedorov, K. Kostikov, N. Martyushev, V. Ovchinnikov, A. Rasin, A. Yakovlev // *Key Engineering Materials*. – 2016. – Vol. 685. – P. 477–481. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.685.477.
21. *Martyushev N., Petrenko Yu.* Effects of crystallization conditions on lead tin bronze properties // *Advanced Materials Research*. – 2014. – Vol. 880. – P. 174–178. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.880.174.
22. Thermal pulse processing of blanks of small-sized parts made of beryllium bronze and 29 NK alloy / M.E. Isametova, N.V. Martyushev, Y.I. Karlina, R.V. Kononenko, V.Yu. Skeebe, B.N. Absadykov // *Materials*. – 2022. – Vol. 15. – P. 6682. – DOI: 10.3390/ma15196682.
23. Provision of rational parameters for the turning mode of small-sized parts made of the 29 NK alloy and

beryllium bronze for subsequent thermal pulse deburring / N.V. Martyushev, D.A. Bublik, V.V. Kukartsev, V.S. Tynchenko, R.V. Klyuev, Y.A. Tynchenko, Y.I. Karlina // *Materials*. – 2023. – Vol. 16 (9). – P. 3490. – DOI: 10.3390/ma16093490.

24. Cahoon B.W.H., Broughton W.H., Kutzak A.R. The determination of yield strength from hardness measurements // *Metallurgical Transactions*. – 1971. – Vol. 2 (7). – P. 1979–1983. – DOI: 10.1007/bf02913433.

25. Abootorabi Zarchi M.M., Razfar M.R., Abdulah A. Influence of ultrasonic vibrations on side milling of AISI 420 stainless steel // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2013. – Vol. 66. – P. 83–89. – DOI: 10.1007/s00170-012-4307-9.

26. Lou X., Andresen P.L., Rebak R.B. Oxide inclusions in laser additive manufactured stainless steel and their effects on impact toughness and stress corrosion cracking behavior // *Journal of Nuclear Materials*. – 2018. – Vol. 499. – P. 182–190. – DOI: 10.1016/j.jnucmat.2017.11.036.

27. Effect of heat treatment on microstructure, mechanical and corrosion properties of austenitic stainless steel 316L using arc additive manufacturing / X. Chen, J. Li, X. Cheng, H. Wang, Z. Huang // *Materials Science and Engineering: A*. – 2018. – Vol. 715. – P. 307–314. – DOI: 10.1016/j.msea.2017.10.002.

28. Production of workpieces from martensitic stainless steel using electron-beam surfacing and investigation of cutting forces when milling workpieces / N.V. Martyushev, V.N. Kozlov, M. Qi, V.S. Tynchenko, R.V. Kononenko, V.Y. Konyukhov, D.V. Valuev // *Ma-*

*terials*. – 2023. – Vol. 16. – P. 4529. – DOI: 10.3390/ma16134529.

29. Возможности атомно-силовой микроскопии для исследования микроструктуры нержавеющей стали при различных видах термообработки / Г.В. Шляхова, А.В. Бочкарёва, С.А. Баранникова, Л.Б. Зуев, Е.В. Мартусевич // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. – 2017. – Т. 60 (2). – С. 133–139. – DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-133-139.

30. Хайдоров А.Д., Юнусов Ф.А. Вакуумная термическая обработка высоколегированных коррозионностойких сталей // *Научно-технические ведомости СПбГПУ*. – 2017. – Т. 23, № 1. – С. 226–235. – DOI: 10.18721/JEST.230123.

31. Mathematical modeling and multi-criteria optimization of design parameters for the gyratory crusher / V.P. Kondrakhin, N.V. Martyushev, R.V. Klyuev, S.N. Sorokova, E.A. Efremenkov, D.V. Valuev, Q. Mengxu // *Mathematics*. – 2023. – Vol. 11. – P. 2345. – DOI: 10.3390/math11102345.

32. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails / K. Yelemessov, D. Baskanbayeva, N.V. Martyushev, V.Yu. Skeeba, V.E. Gozbenko, A.I. Karlina // *Metals*. – 2023. – Vol. 13. – P. 1043. – DOI: 10.3390/met13061043.

33. Capabilities of laser printers with different power / R. Ahmetshin, V. Fedorov, K. Kostikov, N. Martyushev, V.A. Ovchinnikov, A. Razin, A. Yakovlev // *Key Engineering Materials*. – 2016. – Vol. 712. – P. 246–250. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.712.246.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2023 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Milling martensitic steel blanks obtained using additive technologies

Nikita Martyshev<sup>1, a, \*</sup>, Victor Kozlov<sup>1, b</sup>, Mengxu Qi<sup>1, c</sup>, Andrey Baginskiy<sup>1, d</sup>,  
Zeli Han<sup>1, e</sup>, Aleksandr Bovkun<sup>2, f</sup>

<sup>1</sup> National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

<sup>2</sup> Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontova st., Irkutsk, 664074, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-0620-9561>,  [martjushev@tpu.ru](mailto:martjushev@tpu.ru); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-9351-5713>,  [kozlov-viktor@bk.ru](mailto:kozlov-viktor@bk.ru);

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-3738-0193>,  [mensyuy1@tpu.ru](mailto:mensyuy1@tpu.ru); <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1544-6406>,  [bagin@tpu.ru](mailto:bagin@tpu.ru);

<sup>e</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-6502-6541>,  [hanzelzy@gmail.com](mailto:hanzelzy@gmail.com); <sup>f</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-0623-4284>,  [Bovas87@yandex.ru](mailto:Bovas87@yandex.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 14 July 2023

Revised: 24 July 2023

Accepted: 11 October 2023

Available online: 15 December 2023

#### Keywords:

Electron-beam surfacing  
Additive technologies  
Martensitic stainless steel  
Cutting forces  
Processing modes  
Milling

#### Funding

This research was supported by TPU development program.

#### Acknowledgements

Research were partially conducted at core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials”.

### ABSTRACT

**Introduction.** In recent years, more attention has been paid to additive wire printing technologies. Due to the peculiarities of printing with wire, the hardness of the workpiece is significantly higher than with traditional forging. An increase in hardness leads to an increase in cutting force. **The aim of the work** is to study the cutting force during milling workpieces of stainless steel *0.4 C-13 Cr* obtained by electron-beam surfacing. **Research Methods** The specimens were obtained by surfacing wire from martensitic stainless steel *0.4 C-13 Cr*. The microstructure of the specimens was studied in this work. The main attention was paid to the study of cutting forces during the processing of specimens. The work **investigate** specimens obtained by electron-beam surfacing with *0.4 C-13 Cr* steel wire. The cutting forces arising during milling of these specimens are determined. To carry out the research work, a standard methodology for conducting experiments to determine cutting forces was chosen. However, to determine the forces  $P_z$  and  $P_y$ , a four-flute ( $z = 4$ ) milling cutter was used and the milling width was less than 2 mm. **Results and discussion.** The structure of the specimens obtained by electron-beam surfacing is tempered martensite. It is established that high-speed milling, high-efficiency milling and conventional milling are suitable for processing such workpieces. For processing thin-walled workpieces made of martensitic stainless steel after its manufacture by the method of electron-beam surfacing, it is necessary to use only carbide cutters with a diameter of at least 12 mm. The cutting modes obtained in the study make it possible to reduce the temperature of the cutting edge, cutting force and bending of a low-rigid end mill. So, in the course of the study, it was possible to select modes that reduce the vibration of the machine-device-tool-part system.

**For citation:** Martyshev N.V., Kozlov V.N., Qi M., Baginskiy A.G., Han Z., Bovkun A.S. Milling martensitic steel blanks obtained using additive technologies. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 74–89. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-74-89. (In Russian).

### References

1. Alvarez L.F., Garcia C., Lopez V. Continuous cooling transformations in martensitic stainless steels. *ISIJ International*, 1994, vol. 34 (6), pp. 516–521. DOI: 10.2355/isijinternational.34.516.
2. Kazemipour M., Lunde J.H., Salahi S., Nasiri A. On the microstructure and corrosion behavior of wire arc additively manufactured AISI 420 stainless steel. *TMS 2020 149th Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings*. Springer, 2020, pp. 435–448. DOI: 10.1007/978-3-030-36296-6\_41.

#### \* Corresponding author

Martyshev Nikita V., Ph.D. (Engineering), Associate Professor  
National Research Tomsk Polytechnic University,  
30 Lenin Avenue,  
634050, Tomsk, Russian Federation  
Tel.: +7 (3822) 60-62-85, e-mail: martjushev@tpu.ru

3. Liverani E., Fortunato A. Additive manufacturing of AISI 420 stainless steel: Process validation, defect analysis and mechanical characterization in different process and post-process conditions. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, vol. 117 (3–4), pp. 809–821. DOI: 10.1007/s00170-021-07639-6.
4. Saeidi K., Zapata D.L., Lofaj F., Kvetkova L., Olsen J., Shen Z., Akhtar F. Ultra-high strength martensitic 420 stainless steel with high ductility. *Additive Manufacturing*, 2019, vol. 29, p. 100803. DOI: 10.1016/j.addma.2019.100803.
5. Krakhmalev P., Yadroitsava I., Fredriksson G., Yadroitsev I. In situ heat treatment in selective laser melted martensitic AISI 420 stainless steels. *Materials & Design*, 2015, vol. 87, pp. 380–385. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.08.045.
6. Ge J., Lin J., Chen Y., Lei Y., Fu H. Characterization of wire arc additive manufacturing 2Cr13 part: Process stability, microstructural evolution, and tensile properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 748, pp. 911–921. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.03.222.
7. Manokruang S., Vignat F., Museau M., Limousin M. Process parameters effect on weld beads geometry deposited by Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM). *Advances on Mechanics, Design Engineering and Manufacturing III. JCM 2020*. Springer, 2021, pp. 9–14. DOI: 10.1007/978-3-030-70566-4\_3.
8. Grzesik W. Hybrid additive and subtractive manufacturing processes and systems: a review. *Journal of Machine Engineering*, 2018, vol. 18 (4), pp. 5–24. DOI: 10.5604/01.3001.0012.7629.
9. Lopes J.G., Machado C.M., Duarte V.R., Rodrigues T.A., Santos T.G., Oliveira J.P. Effect of milling parameters on HSLA steel parts produced by Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM). *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, vol. 59, pp. 739–749. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.10.007.
10. Dang J., Zhang H., Ming W., An Q., Chen M. New observations on wear characteristics of solid  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Si}_3\text{N}_4$  ceramic tool in high speed milling of additive manufactured Ti6Al4V. *Ceramics International*, 2020, vol. 46 (5), pp. 5876–5886. DOI: 10.1016/j.ceramint.2019.11.039.
11. Bordin A., Bruschi S., Ghiotti A., Bariani P.F. Analysis of tool wear in cryogenic machining of additive manufactured Ti6Al4V alloy. *Wear*, 2015, vol. 328–329, pp. 89–99. DOI: 10.1016/j.wear.2015.01.030.
12. Milton S., Morandau A., Chalou F., Leroy R. Influence of finish machining on the surface integrity of Ti6Al4V produced by selective laser melting. *Procedia CIRP*, 2016, vol. 45, pp. 127–130. DOI: 10.1016/j.procir.2016.02.340.
13. Keist J.S., Palmer T.A. Development of strength-hardness relationships in additively manufactured titanium alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, vol. 693, pp. 214–224. DOI: 10.1016/j.msea.2017.03.102.
14. Tascioglu E., Kaynak Yu., Poyraz Ö., Orhangül A., Ören S. The effect of finish-milling operation on surface quality and wear resistance of Inconel 625 produced by selective laser melting additive manufacturing. *Advanced Surface Enhancement. INCASE 2019*. Springer, 2020, pp. 263–272. DOI: 10.1007/978-981-15-0054-1\_27.
15. Montevocchi F., Grossi N., Takagi H., Scippa A., Sasahara H., Campatelli G. Cutting forces analysis in additive manufactured AISI H13 alloy. *Procedia CIRP*, 2016, vol. 46, pp. 476–479.
16. Hojati F., Daneshi A., Soltani B., Azarhoushang B., Biermann D. Study on machinability of additively manufactured and conventional titanium alloys in micro-milling process. *Precision Engineering*, 2020, vol. 62, pp. 1–9. DOI: 10.1016/j.precisioneng.2019.11.002.
17. Gong Y., Li P. Analysis of tool wear performance and surface quality in post milling of additive manufactured 316L stainless steel. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2019, vol. 33, pp. 2387–2395. DOI: 10.1007/s12206-019-0237-x.
18. Ni Ch., Zhu L., Yang Zh. Comparative investigation of tool wear mechanism and corresponding machined surface characterization in feed-direction ultrasonic vibration assisted milling of Ti–6Al–4V from dynamic view. *Wear*, 2019, vol. 436, p. 203006. DOI: 10.1016/j.wear.2019.203006.
19. Xiong X., Haiou Z., Guilan W. A new method of direct metal prototyping: hybrid plasma deposition and milling. *Rapid Prototyping Journal*, 2008, vol. 14 (1), pp. 53–56. DOI: 10.1108/13552540810841562.
20. Ahmetshin R., Fedorov V., Kostikov K., Martyushev N., Ovchinnikov V., Rasin A., Yakovlev A. SLS setup and its working procedure. *Key Engineering Materials*, 2016, vol. 685, pp. 477–481. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.685.477.
21. Martyushev N., Petrenko Yu. Effects of crystallization conditions on lead tin bronze properties. *Advanced Materials Research*, 2014, vol. 880, pp. 174–178. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.880.174.
22. Isametova M.E., Martyushev N.V., Karlina Y.I., Kononenko R.V., Skeebe V.Yu., Absadykov B.N. Thermal pulse processing of blanks of small-sized parts made of beryllium bronze and 29 NK alloy. *Materials*, 2022, vol. 15, p. 6682. DOI: 10.3390/ma15196682.

23. Martyushev N.V., Bublik D.A., Kukartsev V.V., Tynchenko V.S., Klyuev R.V., Tynchenko Y.A., Karlina Y.I. Provision of rational parameters for the turning mode of small-sized parts made of the 29 NK alloy and beryllium bronze for subsequent thermal pulse deburring. *Materials*, 2023, vol. 16, p. 3490. DOI: 10.3390/ma16093490.
24. Cahoon B.W.H., Broughton W.H., Kutzak A.R. The determination of yield strength from hardness measurements. *Metallurgical Transactions*, 1971, vol. 2 (7), pp. 1979–1983. DOI: 10.1007/bf02913433.
25. Abootorabi Zarchi M.M., Razfar M.R., Abdullah A. Influence of ultrasonic vibrations on side milling of AISI 420 stainless steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2013, vol. 66, pp. 83–89. DOI: 10.1007/s00170-012-4307-9.
26. Lou X., Andresen P.L., Rebak R.B. Oxide inclusions in laser additive manufactured stainless steel and their effects on impact toughness and stress corrosion cracking behavior. *Journal of Nuclear Materials*, 2018, vol. 499, pp. 182–190. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2017.11.036.
27. Chen X., Li J., Cheng X., Wang H., Huang Z. Effect of heat treatment on microstructure, mechanical and corrosion properties of austenitic stainless steel 316L using arc additive manufacturing. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 715, pp. 307–314. DOI: 10.1016/j.msea.2017.10.002.
28. Martyushev N.V., Kozlov V.N., Qi M., Tynchenko V.S., Kononenko R.V., Konyukhov V.Y., Valuev D.V. Production of workpieces from martensitic stainless steel using electron-beam surfacing and investigation of cutting forces when milling workpieces. *Materials*, 2023, vol. 16, p. 4529. DOI: 10.3390/ma16134529.
29. Shlyakhova G.V., Bochkareva A.V., Barannikova S.A., Zuev L.B., Martusevich E.V. Application of atomic force microscopy for stainless steel microstructure study at various kinds of heat treatment. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2017, vol. 60 (2), pp. 133–139. DOI: 10.17073/0368-0797-2017-2-133-139. (In Russian).
30. Haidorov A.D., Yunusov F.A. Vakuumnaya termicheskaya obrabotka vysokolegirovannykh korroziionnostoikikh stalei [Vacuum heat treatment of high alloy corrosion-resistant steels]. *Nauchno-tekhnicheskie vedomosti Sankt-Peterburgskogo gosudarstvennogo politekhnicheskogo universiteta = St. Petersburg polytechnic university journal of engineering sciences and technology*, 2017, vol. 23 (1), pp. 226–235. DOI: 10.18721/JEST.230123.
31. Kondrakhin V.P., Martyushev N.V., Klyuev R.V., Sorokova S.N., Efremkov E.A., Valuev D.V., Mengxu Q. Mathematical modeling and multi-criteria optimization of design parameters for the gyratory crusher. *Mathematics*, 2023, vol. 11, p. 2345. DOI: 10.3390/math11102345.
32. Yelemessov K., Baskanbayeva D., Martyushev N.V., Skeebe V.Yu., Gozbenko V.E., Karlina A.I. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails. *Metals*, 2023, vol. 13, p. 1043. DOI: 10.3390/met13061043.
33. Ahmetshin R., Fedorov V., Kostikov K., Martyushev N., Ovchinnikov V.A., Razin A., Yakovlev A. Capabilities of laser printers with different power. *Key Engineering Materials*, 2016, vol. 712, pp. 246–250. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.712.246.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2023 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Обработка металлов

## (технология • оборудование • инструменты)

 Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)


### Оценка схемы многоканального углового прессования прутков и возможности ее применения на практике

Юрий Логинов<sup>1, 2, a</sup>, Юлия Замараева<sup>1, 3, b, \*</sup>

<sup>1</sup> Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, ул. Софьи Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620137, Россия

<sup>2</sup> Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия

<sup>3</sup> ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод», ул. Заводская, 5, г. Каменск-Уральский, 623405, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-7222-2521>, [j.n.loginov@urfu.ru](mailto:j.n.loginov@urfu.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-2620-7064>, [zamaraevajulia@yandex.ru](mailto:zamaraevajulia@yandex.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.7.01

#### История статьи:

Поступила: 28 августа 2023  
 Рецензирование: 07 сентября 2023  
 Принята к печати: 25 октября 2023  
 Доступно онлайн: 15 декабря 2023

#### Ключевые слова:

Угловое прессование  
 Малопластичные металлы  
 Прессовый инструмент  
 Скорость деформации  
 Степень деформации  
 Метод конечных элементов

#### Финансирование

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Давление» № АААА-А18-118020190104-3.

#### Благодарности

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнауки № 13.ЦКП.21.0034).

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Обработка малопластичных материалов требует создания высокого уровня сжимающих напряжений в процессе деформации. Это требование реализуется, например, в процессе равноканального углового прессования (РКУП). Однако продукция, получаемая методом РКУП, имеет сечение, идентичное исходной заготовке, что является одним из недостатков этого способа. Метод неравноканального углового прессования (НРКУП) в отличие от РКУП дает возможность изменить форму исходной заготовки в сторону приближения к форме готового продукта. Однако известное устройство НРКУП позволяет получить продукцию только в виде тонкой полосы прямоугольного поперечного сечения. Известные устройства для многоканального прессования не углового типа также имеют недостаток – их реализуют только на прессах горизонтального типа, где есть возможность приема длинномерных изделий на площадях цеха. **Цель работы:** оценка схемы многоканального углового прессования прутков, сочетающей в себе изменение формы исходной заготовки в поперечном сечении, а также накопление в процессе деформации высокого уровня деформации. **Методы исследования:** конечно-элементное моделирование с помощью программного модуля DEFORM. **Результаты и обсуждение.** В работе рассмотрена схема процесса углового прессования с применением устройства, позволяющего получать, например, магниевые прутки диаметром  $d = 4,1$  мм при количестве каналов матрицы  $n = 3$  из заготовки круглого поперечного сечения. Контейнер данного устройства в своей нижней части имеет прямоугольный паз, куда вставлена матрица. Моделирование исследуемого процесса с применением матрицы при расположении осей ее каналов в плоскости, ортогональной оси контейнера, и в первом варианте – вдоль оси прямоугольного паза, а во втором – вдоль радиуса контейнера позволило осуществить оценку распределения среднего напряжения. Установлено, что на металл заготовки в обоих вариантах процесса деформации воздействуют напряжения сжатия на высоком уровне ( $\sim 1600$  МПа). Оценка степени деформации отпрессованных прутков позволила выяснить, что в обоих вариантах процесса на начальной стадии максимум степени деформации может достигать значения 2,6, а на установившейся стадии – 5,0. Установлено, что в случае применения первого варианта матрицы уровень деформации по длине прутков ниже, чем при применении второго варианта матрицы. Разница достигает 20 %. Посредством оценки распределения степени деформации в поперечном сечении отпрессованных прутков вблизи очага деформации установлено, что в случае применения первого варианта матрицы отпрессованные прутки первого и третьего канала имеют неравномерность, причем большее значение степени деформации находится на периферийной части прутков со стороны, граничащей с центральным прутком. Это различие степени деформации достигает 20 %. При размещении второго варианта матрицы эта неравномерность уменьшается до 12 %. Таким образом, в случае применения матрицы с расположением осей каналов вдоль радиуса контейнера степень деформации распределяется более равномерно по сравнению со степенью деформации при применении матрицы с расположением осей каналов вдоль оси прямоугольного паза.

**Для цитирования:** Логинов Ю.Н., Замараева Ю.В. Оценка схемы многоканального углового прессования прутков и возможности ее применения на практике // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 90–104. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-90-104.

#### \*Адрес для переписки

Замараева Юлия Валентиновна, н.с.  
 Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН,  
 ул. Софьи Ковалевской, 18,  
 620137, г. Екатеринбург, Россия  
 Тел.: +7(950)200-56-79, e-mail: zamaraevajulia@yandex.ru

## Введение

При обработке малопластичных материалов часто приходится прибегать к схемам, реализующим высокий уровень сжимающих напряжений [1–3]. Например, авторами работ [4, 5] показано, что посредством напряжений сжатия, достигае-

мых в процессе равноканального углового прессования (РКУП) [6–8], возможно деформировать малопластичный магний и его сплавы наравне с пластичными средами. Однако устройства РКУП имеют недостаток: конечное изделие, полученное посредством данного метода, имеет сечение, аналогичное исходной заготовке [9–11]. Кроме того, конечное изделие имеет малую длину, что объясняется малой длиной исходной заготовки, ограниченной условиями трения на стенке контейнера. При разовом применении процесса РКУП в конечном изделии также наблюдается неоднородное деформированное состояние [12].

В случае применения неравноканального углового прессования (НРКУП) в отличие от РКУП изменение формы исходной заготовки заложено в сути процесса [13]. Устройство для НРКУП состоит из пуансона и контейнера, опирающегося нижней частью на плиту, при этом между нижним торцом контейнера и плоской поверхностью плиты имеется щелевой зазор прямоугольного поперечного сечения, выполняющий роль матрицы. В результате течения металла через зазор формируется листовая заготовка в виде тонкой полосы аналогичного зазору профиля, при этом возможность получения иного профиля отсутствует, что и является недостатком этого устройства. Однако есть потребность в пресс-изделиях круглого, квадратного и других сечений. Таким образом, данное устройство ограничено в своих технологических возможностях.

Существуют устройства многоканального прессования не углового типа, где направление движения пуансона совпадает (прямой метод) или не совпадает (обратный метод) с перемещением в процессе деформации прессуемого профиля [14, 15]. Однако эти устройства также имеют недостаток: их применение возможно только на прессах горизонтального типа, обеспечивающих прием длинномерных изделий на производственных площадях, при этом на прессах вертикального типа прием таких изделий невозможен. Поэтому в данном случае выгодным становится использование схемы углового прессования, где ось пресса вертикальна, а ось прессуемого изделия ей перпендикулярна. Изделия, полученные по такой схеме, возможно принимать на стеллаж, используя, например, дополнительные устройства натяжения готового профиля [16].

Обычно максимально допустимая степень деформации при прессовании определяется либо пластичностью металла, либо нагрузкой на прессовый инструмент. В отличие от обычных расчетов деталей на прочность, где допустимые коэффициенты запаса прочности ограничивают величинами от 5 до 10, прессовый инструмент часто работает на пределе возможностей при коэффициенте запаса несколько выше единицы. В этом случае такой инструмент применяется на один цикл прессования, а в следующем цикле приходится инструмент заменять из-за потери формы. Например, этот прием применяется при прессовании титановых, вольфрамовых, молибденовых и других сплавов. В связи с различными термомеханическими параметрами обработки, применяемыми для обработки разных сплавов, допустимая степень деформации оказывается различной. Существуют рекомендации для применения разных коэффициентов вытяжек в производственных условиях для разных материалов: например, для бронз – от 30 до 50, для магниевых сплавов – от 60 до 100. Таким образом, максимально допустимый коэффициент вытяжки для магниевых сплавов составляет 100, что соответствует степени деформации около  $\ln(100) \cong 5$ . В дальнейших расчетах будет учтено это значение.

**Целью работы** является оценка схемы многоканального углового прессования прутков, сочетающей в себе изменение формы исходной заготовки в поперечном сечении и накопление высокого уровня деформации в процессе деформации.

Для достижения поставленной цели сформулированы следующие задачи.

1. Описать схему устройства для многоканального углового прессования прутков, в том числе особенности конструкции матрицы.

2. Создать два варианта компьютерной модели процесса холодной деформации магния методом многоканального углового прессования прутков  $d = 4,1$  мм при количестве каналов матрицы  $n = 3$  (первый вариант – оси каналов матрицы расположены вдоль оси прямоугольного паза, второй вариант – оси каналов матрицы расположены вдоль радиуса контейнера) и провести моделирование в программном комплексе DEFORM-3D.

3. Произвести анализ напряженно-деформированного состояния металла посредством компьютерного моделирования при применении двух вариантов матрицы, в частности осуществить сравнение среднего напряжения, осевых напряжений, скорости и степени деформации.

### Методика исследований

Нами рассмотрена схема устройства для углового многоканального прессования (рис. 1), состоящего из следующих конструктивных элементов: пуансона 1, контейнера 2, фланца 3, болтов 4 и нижней плиты 6. Контейнер 2 соединен с плитой 6 посредством фланца 3 и болтов 4. В нижней части контейнера 2 (рис. 1, а) выполнен прямоугольный паз, расположенный под углом  $90^\circ$  относительно оси контейнера 2 диаметром  $D$ . В паз установлена матрица 5, обладающая в рассматриваемом случае тремя каналами равноосной формы. Форма каналов матрицы 5 показана на рис. 1, б. Оси этих каналов расположены под углом  $90^\circ$  относительно оси контейнера, вдоль оси прямоугольного паза. Следует

отметить, что каналы могут быть размещены и иначе, а именно – вдоль радиуса контейнера. При этом в первом варианте размещения обеспечивается вытекание прутков из матриц параллельными рядами, во втором – симметрия течения металла прессуемых прутков относительно центра окружности полости контейнера. В данном случае в своем поперечном сечении каналы имеют форму круга. Следует отметить, что каналы могут иметь и другое поперечное сечение (например, квадратное), – это зависит от требований потребителя прессованной продукции. Таким образом, присутствие в числе конструктивных элементов устройства для углового многоканального прессования матрицы обеспечивает изменение конфигурации поперечного сечения прессуемого изделия до формы отверстий, имеющих в матрице.

Применение матрицы с количеством каналов  $n > 2$  позволяет приблизить значения усилия прессования к минимально возможным значениям. Из теории прессования известно, что усилие пропорционально натуральному логарифму коэффициента вытяжки, а при большем количестве

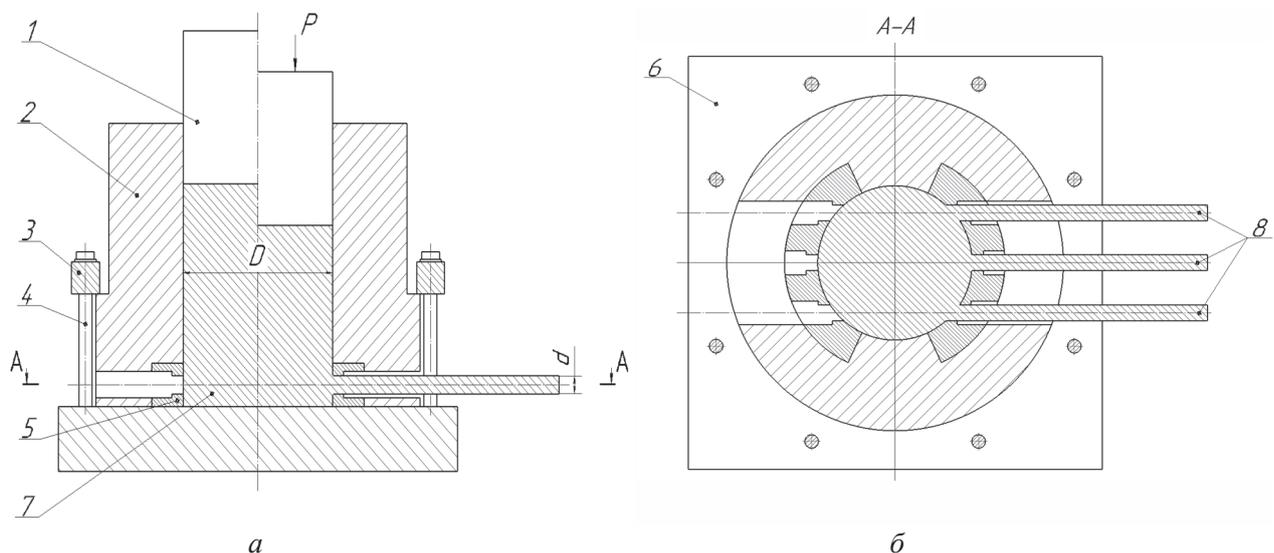


Рис. 1. Схема устройства для углового прессования прутков круглого поперечного сечения в количестве трех штук:

а – начало процесса отражено на левой половине, стационарная стадия процесса отражена на правой половине; б – поперечный разрез А–А: слева показана матрица с расположением осей каналов под углом  $90^\circ$  к оси контейнера и вдоль оси прямоугольного паза, с отображением справа того же с расположением прутков (б)

Fig. 1. The structure diagram of the device for angular pressing of bars round cross-section in the amount three:

а – the beginning of the process is reflected on the left half, the stationary stage of the process is reflected on the right half; б – the cross section A–A: on the left shows a matrix with the axes of the channels at an angle of  $90^\circ$  to the axis of the container and along the axis of the rectangular groove, with the display on the right of the same with the location of the bars

каналов общий коэффициент вытяжки уменьшается. Это становится важным фактором, если планируется прессование металлов с высокими значениями сопротивления деформации без применения нагрева. Однако приходится учитывать, что при увеличении числа каналов растет площадь контактной поверхности на уровне калибрующих поясков матрицы. Усугубляет ситуацию то, что учет этой площади в формуле определения усилия прессования осуществляется введением в качестве множителя коэффициента вытяжки, а это при прессовании значительная величина. Поэтому приходится следовать правилу минимизации длин калибрующих поясков. Их длина должна обеспечивать условие прочности с небольшим коэффициентом запаса. При постановке задачи длина калибрующих поясков назначена 4 мм.

Следует специально отметить, что, в отличие от традиционного прессования, оси каналов матрицы в данном случае находятся в плоскости, расположенной под углом  $90^\circ$  к оси контейнера. Это позволяет уменьшить размер пресс-остатка, что, в свою очередь, ведет к росту значения выхода годной продукции.

Равноосная форма каналов матрицы обеспечивает в каждом макроочаге деформации равномерное распределение напряжения.

На рис. 1, а, б справа показана схема рассматриваемого устройства, отражающая взаимное положение деталей в промежуточный момент деформации заготовки 7 с получением прутков 8.

Следует указать, что устройство устанавливается и фиксируется на столе пресса, а пуансон 1 (рис. 1, а) взаимодействует с ползуном пресса. Конструктивные элементы скрепления плиты 6 со столом и пуансона 1 с ползуном на рис. 1 не показаны.

Подготовкой к процессу прессования цилиндрической заготовки 7 диаметром  $D$  является нанесение на нее смазки по торцам и боковой поверхности. Первым этапом цикла прессования является установка заготовки 7 в канал контейнера 2. Далее посредством привода пресса приводят в действие пуансон 1 и опускают его до соприкосновения с верхним торцом заготовки 7. На рис. 1, а, б слева показано взаимное положение деталей устройства в этот момент. На следующем этапе процесса пуансон 1 под действием

усилия пресса  $P$  перемещается, при этом деформируется нижняя торцевая поверхность заготовки 7, а основной ее металл вытекает в каналы матрицы 5. В результате такого цикла прессования формируются три прутка диаметром  $d$ , длина которых зависит от объема исходной заготовки и степени деформации материала.

Эксперименты по холодному прессованию магния были выполнены на прессе номинальным усилием 10 МН [17] в условиях научной лаборатории института физики металлов УрО РАН. Номинальное усилие цилиндров подъема пресса – 2 МН. Номинальное давление рабочей жидкости – 32 МПа. Ход подвижной траверзы – 1000 мм. Наибольшее расстояние между столом и подвижной траверсой – 1800 мм.

Сама сборка прессового инструмента соответствовала схеме углового неравноканального прессования, и при этом использовалась матрица с одним каналом прямоугольного сечения размерами  $40 \times 1$  мм. Пуансон изготовлен из стали Р18 с целью исключения его разрушения вследствие воздействия на него в процессе деформации усилия достаточно высокого значения. Выбор этой марки стали обоснован ее высоким сопротивлением к разрушению и твердостью. Сталь Р18 была подвергнута закалке в вакуумной капсуле при температуре  $1290^\circ\text{C}$  и трехкратному отпуску по одному часу при температуре  $550^\circ\text{C}$ . В результате такой термической обработки получено достаточно высокое значение твердости (64 HRC). Прессование осуществляли из контейнера круглого поперечного сечения, состоящего из двух втулок, плотно вставленных одна в другую с натягом. Внутренняя втулка по сравнению с наружной изготовлена из более прочной стали, так как она в процессе воспринимает большую часть давления. Внутренний диаметр контейнера – 40 мм.

Коэффициент вытяжки при получении полосы  $40 \times 1$  мм составил  $\lambda = \frac{\pi D^2}{4} / (bh) = 31$ . Выяв-

лено, что при таких технологических параметрах повреждений прессовой оснастки не происходит. Сделан вывод о том, что схема работоспособна и значение коэффициента вытяжки  $\lambda$  менее 31 в описанной схеме деформации является допустимым.

При использовании рассматриваемого устройства, в состав которого входит матрица,

вместо полосы возможно получение прутков диаметром  $d$  в количестве, равном количеству каналов матрицы ( $n$ ). В рассматриваемом примере  $n = 3$ . Для расчета диаметра получаемых прутков определим суммарную площадь сечения каналов  $F = n \frac{\pi d^2}{4}$  и далее рассчитаем коэффициент

вытяжки:

$$\lambda = \frac{\pi D^2}{n \frac{\pi d^2}{4}} = D^2 / (nd^2). \quad (1)$$

Отсюда диаметр получаемых прутков рассчитаем по формуле

$$d^2 = D^2 / (\lambda n). \quad (2)$$

Таким образом, при  $\lambda = 31$  и  $n = 3$  получим  $d = 4,1$  мм. Это наименьшее значение диаметра при указанном коэффициенте вытяжки и количестве каналов матрицы. Уменьшение диаметра может привести к превышению допустимых напряжений, действующих в инструменте.

С целью проверки возможности осуществления углового прессования по предложенной схеме в программном комплексе DEFORM-3D осуществлено два варианта моделирования данного процесса с применением матрицы с количеством каналов  $n = 3$  и получением прутков диаметром  $d = 4,1$  мм.

На рис. 2 показаны два варианта конфигурации матрицы. Оси каналов в обоих вариантах расположены под углом  $90^\circ$  относительно оси контейнера, однако в первом – вдоль оси прямоугольного паза (рис. 2, б), а во втором – вдоль радиуса контейнера (рис. 2, в). Для более равномерного истечения металла из каналов матрицы рекомендуется их размещение на одинаковом расстоянии друг от друга.

В качестве малопластичного металла заготовки назначен магний марки Mg90 по ГОСТ 804–93.

Магний – это металл, обладающий высокой удельной прочностью, малой плотностью, высокими демпфирующими характеристиками, биосовместимостью, биоразлагаемостью, а также химической активностью. Эти свойства делают его привлекательным для использования в ракетно-космической технике, авиации, автомобилестроении, медицине и нефтяной промышленности [18–21].

Магний как материал, имеющий гексагональную плотноупакованную (ГПУ) кристаллическую решетку, обладает ограниченным количеством плоскостей скольжения, что приводит к его пониженной пластичности при комнатной температуре [22, 23]. При этом горячая дефор-

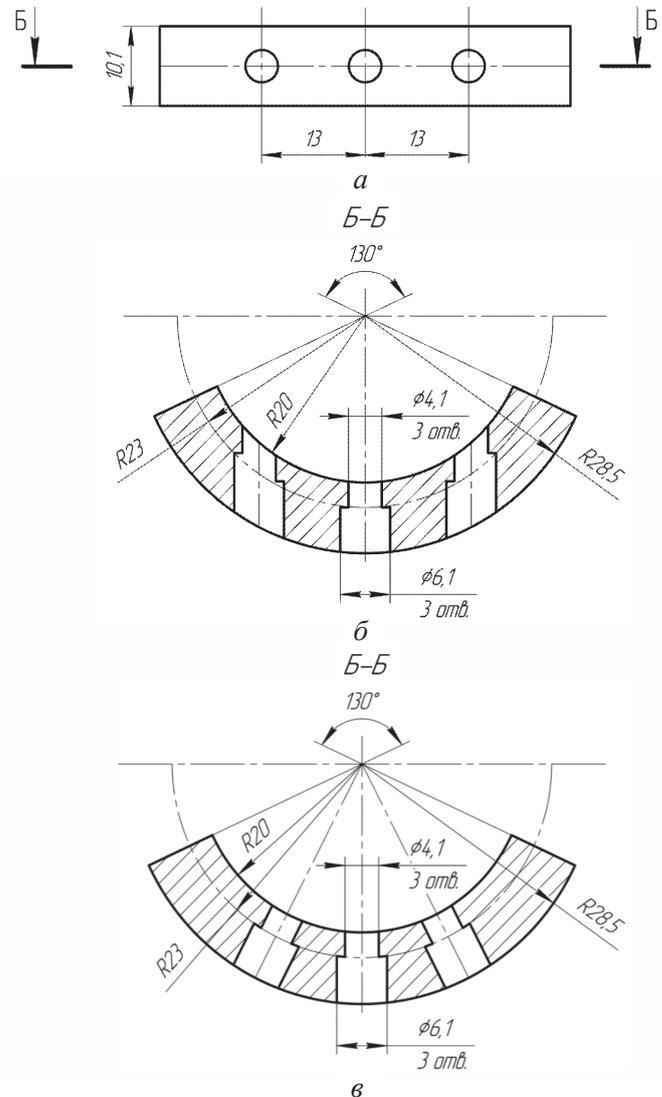


Рис. 2. Схема матрицы с количеством каналов  $n = 3$  для углового прессования прутков диаметром  $d = 4,1$  мм (а); разрез матрицы с первым вариантом расположения осей отверстий матрицы (вдоль оси прямоугольного паза) (б); разрез матрицы со вторым вариантом расположения осей отверстий матрицы (вдоль радиуса контейнера) (в)

Fig. 2. The configuration of the die with a number of channels  $n = 3$  for angular pressing of bars with a diameter  $d = 4.1$  mm (a); the 1<sup>st</sup> variant of a die section (the axes of the channels are located along the axis of the rectangular groove) (b); the 2<sup>nd</sup> variant of a die section (the axes of the channels are located along the radius of the container) (c)

магия магния, в процессе которой происходит повышение уровня пластических свойств [24], имеет недостатки: окисление поверхности полуфабрикатов из-за невысокой коррозионной стойкости магния, газонасыщение металла в его объеме [25], потеря эффекта нагартовки металла, позволяющего увеличить прочностные свойства конечного продукта, а также увеличение затрат энергии на нагрев заготовок. Поэтому может иметь место такой подход, в котором обработка осуществляется в холодном состоянии, а пластичность увеличивается, например, за счет повышения уровня сжимающих напряжений [26, 27]. Имеется также в виду, что реализуется схема всестороннего сжатия, в которой напряжения сжатия действуют по всем трем осям координатной системы. Именно такая схема возникает в процессах прессования.

Постановка обоих вариантов задач состояла из внесения данных по физическим и пластическим свойствам металла заготовки, а также описания формы очага деформации. Магниева заготовка имеет цилиндрическую форму (диаметр  $D = 40$  мм; высота  $H = 42$  мм). Граничные условия трения заданы законом Зибеля (показатель трения равен 0,2). Условие остановки расчета задано перемещением пуансона по оси  $Z$  на 28 мм. При этом в контейнере останется пресс-остаток высотой 14 мм.

Вычислительная постановка описана следующим образом: деформируемая среда – пластическая, тип задачи – изотермическая (температура заготовки и инструмента  $20$  °С), количество конечных элементов заготовки в начальный момент времени – 50 000, инструмент представлен в виде твердого тела.

На рис. 3 изображена исходная сборка инструмента (контейнер в данный момент назначен прозрачным) и заготовки в плоскости  $XZ$  для варианта моделирования при применении матрицы с расположением осей каналов вдоль оси прямоугольного паза (рис. 3, *а*) и вдоль радиуса контейнера (рис. 3, *б*).

### Результаты и их обсуждение

На рис. 4, *а* отображен результат решения задачи в виде распределения среднего напряжения в стационарной стадии углового прессования в объемном представлении при использовании матрицы с расположением осей каналов вдоль оси прямоугольного паза, на рис. 4, *б* – то же при расположении осей каналов матрицы вдоль радиуса контейнера.

Видно, что цилиндрическая заготовка в процессе деформации находится под действием средних (гидростатических) напряжений сжатия на уровне  $-1600$  МПа. Таким образом, здесь обе-

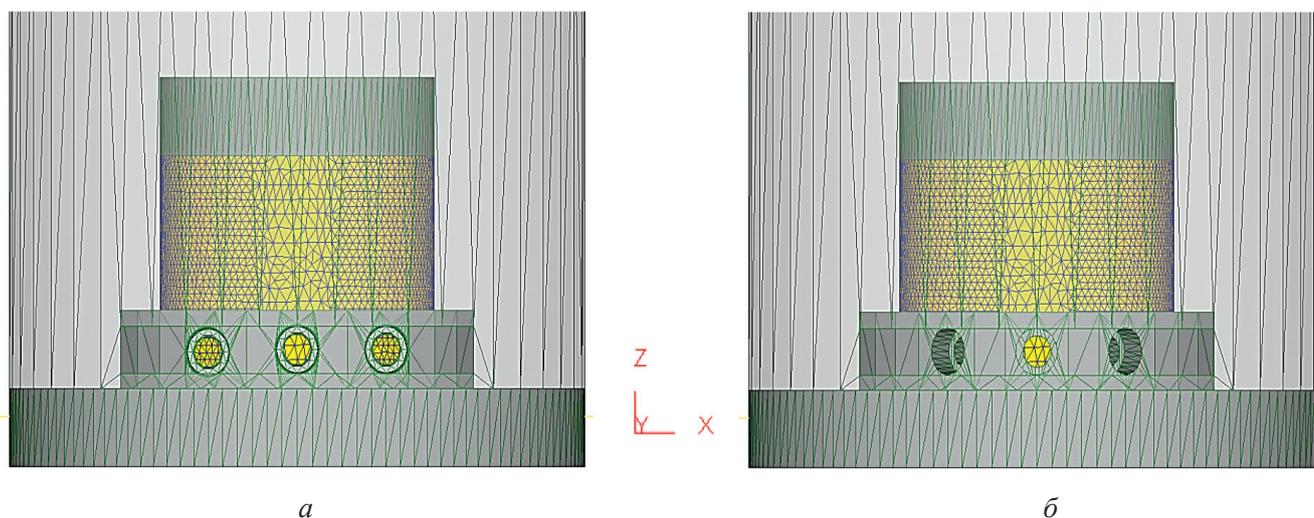


Рис. 3. Исходная сборка инструмента (контейнер в данный момент назначен прозрачным) и заготовки в плоскости  $XZ$  для варианта моделирования при применении матрицы с расположением осей каналов вдоль оси прямоугольного паза (*а*) и вдоль радиуса контейнера (*б*)

Fig. 3. The initial assembly of the tool (the container is currently transparent) and the blank in the  $XZ$  plane for the simulation option when using a die with the axes of the channels along the axis of the rectangular groove (*a*) and along the radius of the container (*b*)

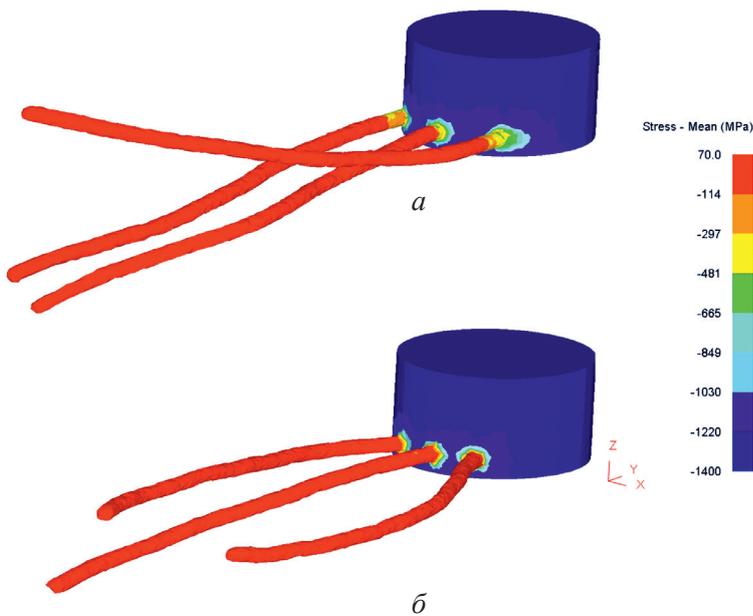


Рис. 4. Распределение среднего напряжения в стационарной стадии процесса углового прессования при расположении каналов матрицы вдоль оси прямоугольного паза (а) и вдоль радиуса контейнера (б)

Fig. 4. Distribution of the mean stress in the stationary stage of the angular pressing process when the die channels are located along the axis of the rectangular groove (a) and along the radius of the container (b)

спечена схема всестороннего сжатия, а наличие высоких (по модулю) значений среднего напряжения позволяет надеяться на увеличение уровня пластичности, что должно предотвратить разрушение металла.

Давление на пуансоне в данном процессе представлено на рис. 5, а для варианта матрицы с расположением осей каналов вдоль оси прямоугольного паза; на рис. 5, б – то же при расположении осей каналов матрицы вдоль радиуса контейнера.

Ориентиром адекватности величины давления на пуансоне в данном случае может служить удельное давление на пуансоне при НРКУП полосы с аналогичным коэффициентом вытяжки. Известно [28], что в этом случае оно равно 1300 МПа, а значит, полученное в настоящем решении значение 1400 МПа является вполне вероятным.

На рис. 6, а отображен результат решения задачи в виде областей равного уровня скорости деформации в стационарной стадии углового прессования для продольного сечения центрального прутка в плоскости YZ при использовании матрицы с распо-

ложением осей каналов вдоль оси прямоугольного паза, на рис. 6, б – то же, но оси каналов матрицы расположены вдоль радиуса контейнера.

Скорости деформации в обоих вариантах нарастают по мере приближения металла к отверстию матрицы. Причем оставшийся в контейнере металл заготовки представляет собой жесткую зону. Максимумы ( $W, N$ ) скорости деформации возникают в зоне действия наибольшей сдвиговой деформации при изменении направления перемещения металла, причем их значения имеют равный уровень ( $50 \text{ с}^{-1}$ ).

На рис. 7 показан начальный момент процесса деформации заготовки угловым прессованием с отпрессованными прутками с полем степени деформации при расположении каналов матрицы вдоль оси прямоугольного паза (рис. 7, а) и вдоль радиуса контейнера (рис. 7, б).

Видно, что уже на начальной стадии процесса деформации в обоих вариантах процесса наблюдается неравномерное распределение степени деформации, причем

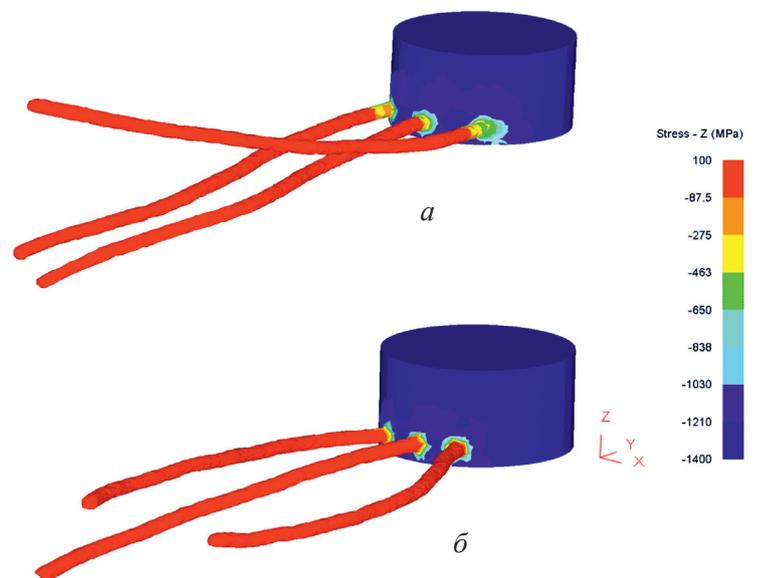


Рис. 5. Распределение осевых напряжений в стационарной стадии процесса углового прессования при расположении каналов матрицы вдоль оси прямоугольного паза (а) и вдоль радиуса контейнера (б)

Fig. 5. Distribution of axial stresses in the stationary stage of the angular pressing process when the die channels are located along the axis of the rectangular groove (a) and along the radius of the container (b)

Рис. 6. Распределение скорости деформации ( $s^{-1}$ ) в продольном сечении центрального прутка (плоскость  $YZ$ ) при расположении осей каналов матрицы:  $a$  – вдоль оси прямоугольного паза ( $W$  – максимум скорости деформации);  $b$  – вдоль радиуса контейнера ( $N$  – максимум скорости деформации)

Fig. 6. Distribution of the strain rate ( $s^{-1}$ ) in the longitudinal section of the central bar ( $YZ$  plane) when the axes of the die channels are located: along the axis of the rectangular groove ( $W$  is a maximum strain rate) ( $a$ ); along the radius of the container ( $N$  is a maximum strain rate) ( $b$ )

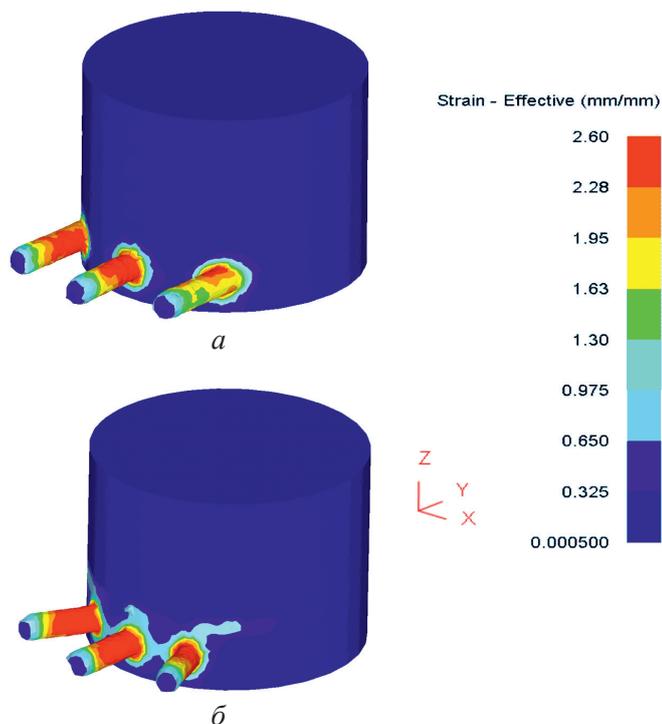
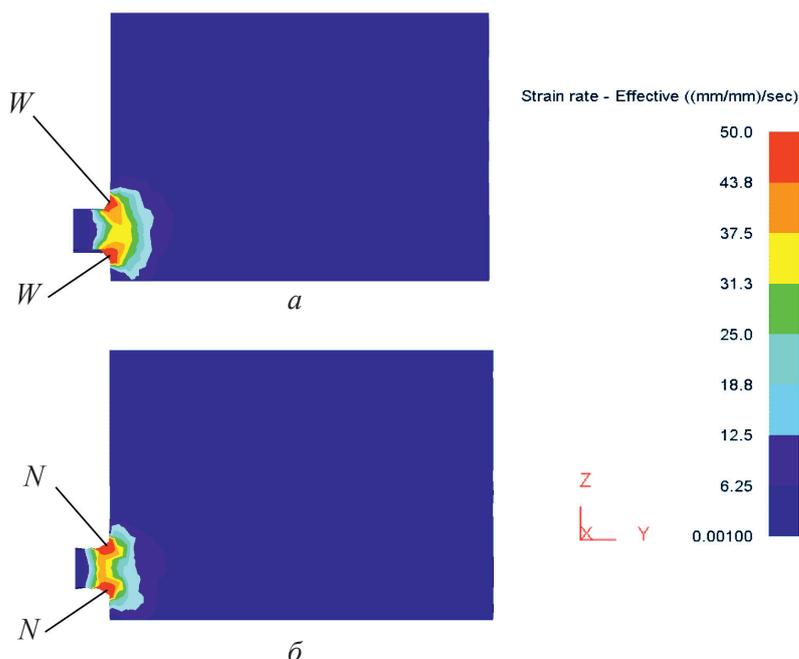


Рис. 7. Распределение степени деформации в начальной стадии процесса углового прессования с отпрессованными прутками при расположении каналов матрицы вдоль оси прямоугольного паза ( $a$ ) и вдоль радиуса контейнера ( $b$ )

Fig. 7. Distribution of the strain in the initial stage of the angular pressing process with pressed bars when the die channels are located along the axis of the rectangular groove ( $a$ ) and along the radius of the container ( $b$ )

в первом варианте (рис. 7,  $a$ ) наибольшее значение степени деформации крайних прутков наблюдается на их периферийной части со стороны, граничащей с центральным прутком. Разница значений степени деформации по диаметру крайних прутков в этом случае достигает 28 %, при этом у центрального прутка она не превышает 10 %. Во втором варианте расположения осей каналов (рис. 4, 7) разница значений степени деформации по диаметру всех прутков составляет не более 10 %.

На рис. 8 показана стационарная стадия процесса углового прессования с отпрессованными прутками в объемном представлении с полем степени деформации при расположении каналов матрицы вдоль оси прямоугольного паза (рис. 8,  $a$ ) и вдоль радиуса контейнера (рис. 8,  $b$ ). Выяснилось, что в обоих вариантах процесса на начальной стадии, пока не сформировался стационарный очаг деформации, максимум степени деформации может достигать значения 2,6, а на установившейся стадии – 5,0. Максимального

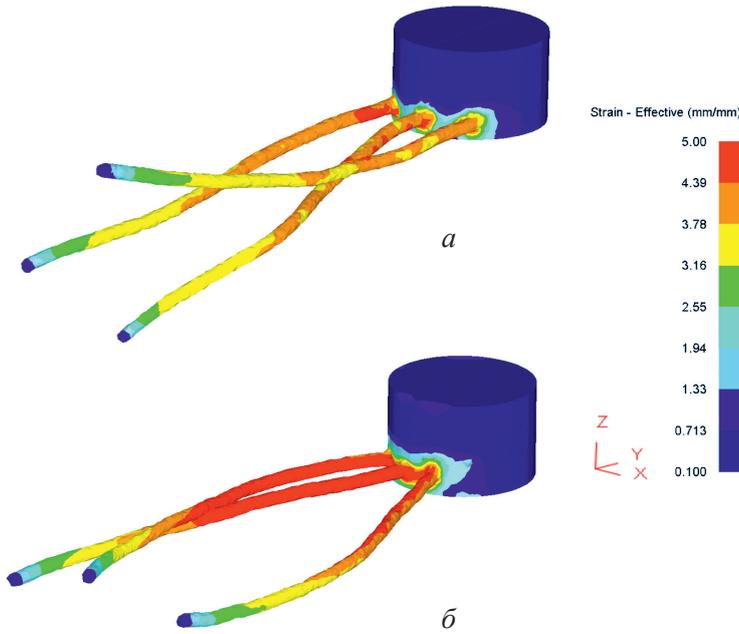


Рис. 8. Распределение степени деформации отпрессованных прутков в стационарной стадии процесса углового прессования при расположении каналов матрицы вдоль оси прямоугольного паза (а) и вдоль радиуса контейнера (б)

Fig. 8. Distribution of the strain of the pressed bars in the steady stage of the angular pressing process with the arrangement of the die channels along the axis of the rectangular groove (a) and along the radius of the container (b)

значения степень деформации в обоих вариантах достигает на значительном расстоянии от передних торцов прутков. Таким образом, передние части прутков могут быть недостаточно проработанными.

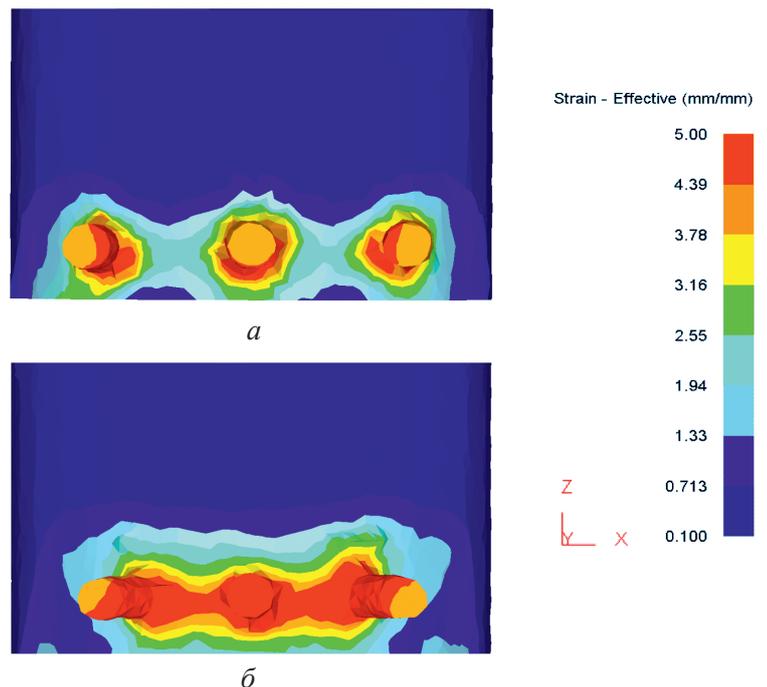
Следует также отметить, что в случае применения матрицы с расположением осей каналов согласно рис. 8, а уровень деформации по длине прутков ниже, чем при применении матрицы с расположением осей каналов согласно рис. 8, б. В среднем разница достигает 20 %. Кроме того, в случае применения матрицы с расположе-

нием осей каналов вдоль радиуса контейнера (рис. 8, б) видно, что степень деформации распределяется по длине прутков более равномерно в отличие от варианта прессования через матрицу с расположением осей каналов вдоль оси прямоугольного паза (рис. 8, а).

3D-решение позволило оценить распределение степени деформации в поперечном сечении отпрессованных прутков вблизи очага деформации (рис. 9, а, б). Установлено, что в случае применения матрицы с расположением осей каналов вдоль оси прямоугольного паза (рис. 9, а)

Рис. 9. Распределение степени деформации в стационарной стадии процесса углового прессования в поперечном разрезе отпрессованных прутков в плоскости XZ при расположении каналов матрицы вдоль оси прямоугольного паза (а) и вдоль радиуса контейнера (б)

Fig. 9. Distribution of the strain in the steady stage of the angular pressing process in the cross section of the pressed bars in the XZ plane with the arrangement of the die channels along the axis of the rectangular groove (a) and along the radius of the container (b)





по сечению центрального прутка не наблюдается неравномерности распределения деформации. Однако отпрессованные прутки первого и третьего канала имеют такую неравномерность, причем большее значение степени деформации находится на периферийной части прутков со стороны, граничащей с центральным прутком. Это различие по степени деформации достигает 20 %. Такую неравномерность распределения степени деформации можно объяснить расположением осей каналов. Ось центрального канала расположена вдоль радиуса контейнера, а оси первого и третьего – вынужденно смещены от направления радиуса. Именно это создает неравномерное воздействие на прутки. При размещении каналов с осями, направленными вдоль радиуса контейнера эта неравномерность уменьшается до 12 %.

### Выводы

1. Описана схема устройства для углового многоканального прессования, в частности, особенности конструкции матрицы. Устройство имеет широкие технологические возможности вследствие применения матрицы, позволяющей изменить конфигурацию прессуемого изделия в поперечном сечении до формы, задаваемой отверстием в матрице. В результате возможно получение заготовок круглого, квадратного и иных сечений.

2. В работе рассмотрены два варианта получения магниевых прутков диаметром  $d = 4,1$  мм при количестве каналов матрицы  $n = 3$  методом многоканального углового прессования. Первый вариант – при применении матрицы с расположением осей ее каналов вдоль оси прямоугольного паза, второй вариант – при применении матрицы с расположением осей ее каналов вдоль радиуса контейнера. В программном комплексе DEFORM-3D осуществлено компьютерное моделирование этих двух вариантов процесса.

3. Оценка среднего напряжения в объемном виде решения задачи позволила установить, что в обоих вариантах процесса цилиндрическая заготовка в процессе деформации находится под действием напряжений сжатия на достаточно высоком уровне ( $-1600$  МПа). Таким образом, обеспечивается схема всестороннего сжатия, а наличие высоких (по модулю) значений сред-

него напряжения позволяет надеяться на увеличение уровня пластичности, что должно предотвратить разрушение металла.

4. В первом варианте наибольшее значение степени деформации крайних прутков наблюдается на их периферийной части со стороны, граничащей с центральным прутком. Разница значений степени деформации по диаметру крайних прутков в этом случае достигает 28 %, при этом у центрального прутка она не превышает 10 %.

5. Во втором варианте расположения осей каналов матрицы разница значений степени деформации по диаметру всех прутков составляет не более 10 %.

6. В обоих вариантах процесса на начальной стадии максимум степени деформации может достигать значения 2,6, а на установившейся стадии – 5,0. Причем максимального значения степень деформации в обоих вариантах достигает на значительном расстоянии от передних торцов прутков. Таким образом, передние части прутков могут быть недостаточно проработанными.

7. Установлено, что в случае применения матрицы по первому варианту расположения осей каналов уровень деформации по длине прутков ниже, чем при применении матрицы с расположением осей каналов согласно второму варианту. В среднем разница достигает 20 %.

### Список литературы

1. Biswas S., Dhinwal S.S., Suwas S. Room-temperature equal channel angular extrusion of pure magnesium // *Acta Materialia*. – 2010. – Vol. 58 (9). – P. 3247–3261. – DOI: 10.1016/j.actamat.2010.01.051.
2. Fatemi-Varzaneh S.M., Zarei-Hanzaki A. Accumulative back extrusion (ABE) processing as a novel bulk deformation method // *Materials Science and Engineering: A*. – 2009. – Vol. 504. – P. 104–106. – DOI: 10.1016/j.msea.2008.10.027.
3. Tailoring texture and refining grain of magnesium alloy by differential speed extrusion process / Q. Yang, B. Jiang, J. He, B. Song, W. Liu, H. Dong, F.S. Pan // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Vol. 612. – P. 187–191. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.06.045.
4. Маркушев М.В. К вопросу об эффективности некоторых методов интенсивной пластической деформации, предназначенных для получения объемных наноструктурных материалов // *Письма о материалах*. – 2011. – Т. 1, № 1. – С. 36–42. – DOI: 10.22226/2410-3535-2011-1-36-42.

5. *Minárik P., Král R., Janeček M.* Effect of ECAP processing on corrosion resistance of AE21 and AE42 magnesium alloys // *Applied Surface Science*. – 2013. – Vol. 281. – P. 44–48. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2012.12.096.
6. Production, structure, texture, and mechanical properties of severely deformed magnesium / A.Yu. Volkov, O.V. Antonova, B.I. Kamenetskii, I.V. Klyukin, D.A. Komkova, B.D. Antonov // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2016. – Vol. 117. – P. 518–528. – DOI: 10.1134/S0031918X16050161.
7. *Naik G.M., Gote G.D., Narendranath S.* Microstructural and Hardness evolution of AZ80 alloy after ECAP and post-ECAP processes // *Materials Today: Proceedings*. – 2018. – Vol. 5, iss. 9 (3). – P. 17763–17768. – DOI: 10.1016/j.matpr.2018.06.100.
8. New schemes of ECAP processes for producing nanostructured bulk metallic materials / G.I. Raab, A.V. Botkin, A.G. Raab, R.Z. Valiev // *AIP Conference Proceedings*. – 2007. – Vol. 907. – P. 641–646. – DOI: 10.1063/1.2729585.
9. Effect of equal channel angular pressing on structure, texture, mechanical and in-service properties of a biodegradable magnesium alloy / N. Martynenko, E. Lukyanova, V. Serebryany, D. Prosvirnin, V. Terentiev, G. Raab, S. Dobatkin, Y. Estrin // *Materials Letters*. – 2019. – Vol. 238. – P. 218–221. – DOI: 10.1016/j.matlet.2018.12.024.
10. *Jahadi R., Sedighi M., Jahed H.* ECAP effect on the micro-structure and mechanical properties of AM30 magnesium alloy // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Vol. 593. – P. 178–184. – DOI: 10.1016/j.msea.2013.11.042.
11. Патент № 2475320 Российская Федерация, МПК В21С 25/02, В21J 13/02. Устройство для одновременного равноканального углового прессования четырех заготовок: № 2011106083/02: заявл. 17.02.2011: опубл. 20.02.2013, Бюл. № 5 / А.М. Иванов; заявитель и патентообладатель Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН.
12. *Логинов Ю.Н., Буркин С.П.* Оценка неравномерности деформаций и давлений при угловом прессовании // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением*. – 2001. – № 3. – С. 29–34.
13. *Loginov Yu.N., Zamaraeva Yu.V., Komkova D.A.* Strains under angular pressing of a strip from a cylindrical billet // *Defect and Diffusion Forum*. – 2021. – Vol. 410. – P. 80–84. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/DDF.410.80.
14. Патент № 2050208 Российская Федерация, МПК В21С 25/02. Матричный узел для многоканального прессования: № 4949783/08: заявл. 25.06.1991: опубл. 20.12.1995 / В.Н. Данилин, С.Ф. Ворошилов, А.Г. Шиврин, В.Н. Щерба, И.Н. Потапов, В.П. Алешин, К.В. Рязанов; заявители и патентообладатели: Красноярское металлургическое производственное объединение, Московский институт стали и сплавов.
15. А. с. № 1292861 СССР, МПК В21С 25/00. Инструмент для обратного многоиточного прессования: № 3815518: заявл. 17.10.1984: опубл. 28.02.1987, Бюл. № 8 / Б.Е. Хайкин, Ю.Н. Логинов, В.И. Шмелев, В.П. Алешин.
16. Патент № 2278758 Российская Федерация, МПК В21С 35/02. Устройство для создания натяжения при прессовании металлов: № 2005105190/02: заявл. 24.02.2005: опубл. 27.06.2006, Бюл. № 18 / С.П. Буркин, Ю.Н. Логинов; заявитель и патентообладатель Уральский государственный технический университет – УПИ.
17. *Логинов Ю.Н., Волков А.Ю., Каменецкий Б.И.* Анализ схемы неравноканального углового выдавливания применительно к получению листового магния в холодном состоянии // *Известия вузов. Цветная металлургия*. – 2019. – № 1. – С. 59–66. – DOI: 10.17073/0021-3438-2019-1-59-66.
18. *Joost W.J., Krajewski P.E.* Towards magnesium alloys for high-volume automotive applications // *Scripta Materialia*. – 2017. – Vol. 128. – P. 107–112. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2016.07.035.
19. Magnesium alloy based interference screw developed for ACL reconstruction attenuates peri-tunnel bone loss in rabbits / J. Wang, Y. Wu, H. Li, Y. Liu, X. Bai, W. Wingho Chau, Y. Zheng, L. Qin // *Biomaterials*. – 2018. – Vol. 157. – P. 86–97. – DOI: 10.1016/j.biomaterials.2017.12.007.
20. Treatment of trauma-induced femoral head necrosis with biodegradable pure Mg screw-fixed pedicle iliac bone flap / L. Chen, Z. Lin, M. Wang, W. Huang, J. Ke, D. Zhao, Q. Yin, Y. Zhang // *Journal of Orthopaedic Translation*. – 2019. – Vol. 17. – P. 133–137. – DOI: 10.1016/j.jot.2019.01.004.
21. A new type of degradable setting ball for fracturing packers / Y. Zhang, L. Yu, Y. Ren, D. Yang, D. Feng // *Well Testing*. – 2018. – Vol. 27 (2). – P. 53–58. – DOI: 10.19680/j.cnki.1004-4388.2018.02.009.
22. Effects of Fe concentration on microstructure and corrosion of Mg-6Al-1Zn-xFe alloys for fracturing balls applications / C. Zhang, L. Wu, G. Huang, L. Chen, D. Xia, B. Jiang, A. Atrens, F. Pan // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2019. – Vol. 35 (9). – P. 2086–2098. – DOI: 10.1016/j.jmst.2019.04.012.
23. Twinning characteristic and variant selection in compression of a pre-side-rolled Mg alloy sheet / B. Song, R. Xin, Y. Liang, G. Chen, Q. Liu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Vol. 614. – P. 106–115. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.07.026.



24. *Nugmanov D.R., Sitdikov O.Sh., Markushev M.V.* Structure of magnesium alloy MA14 after multistep isothermal forging and subsequent isothermal rolling // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2015. – Vol. 116. – P. 993–1001. – DOI: 10.1134/S0031918X15080116.

25. *Cepeda-Jiménez C.M., Molina-Aldareguia J.M., Pérez-Prado M.T.* Origin of the twinning to slip transition with grain size refinement, with decreasing strain rate and with increasing temperature in magnesium // *Acta Materialia*. – 2015. – Vol. 88. – P. 232–244. – DOI: 10.1016/j.actamat.2015.01.032.

26. Fundamentals and advances in magnesium alloy corrosion / M. Esmaily, J.E. Svensson, S. Fajar-

do, N. Birbilis, G.S. Frankel, S. Virtanen, R. Arrabal, S. Thomas, L.G. Johansson // *Progress in Materials Science*. – 2017. – Vol. 89. – P. 92–193. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.04.011.

27. *Volkov A.Yu., Kliukin I.V.* Improving the mechanical properties of pure magnesium through cold hydrostatic extrusion and low-temperature annealing // *Materials Science and Engineering: A*. – 2015. – Vol. 624. – P. 56–60. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.12.104.

28. *Каменецкий Б.И., Логинов Ю.Н.* Угловое прессование листовой заготовки магния из круглого слитка // *Цветные металлы*. – 2018. – № 9. – С. 77–81. – DOI: 10.17580/tsm.2018.09.12.

## Конфликт интересов

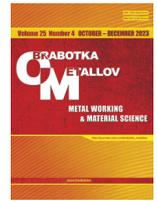
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2023 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Evaluation of the bars' multichannel angular pressing scheme and its potential application in practice

Yuriy Loginov<sup>1, 2, a</sup>, Yuliya Zamaraeva<sup>1, 3, b, \*</sup>

<sup>1</sup> M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 18 S. Kovalevskaya str., Ekaterinburg, 620137, Russian Federation

<sup>2</sup> Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, 19 Mira str., Yekaterinburg, 620002, Russian Federation

<sup>3</sup> JSC "Kamensk Uralsky Metallurgical Works", 5 Zavodskaya str., Kamensk Uralsky, 623405, Russian Federation

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-7222-2521>, [j.n.loginov@urfu.ru](mailto:j.n.loginov@urfu.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-2620-7064>, [zamaraevajulia@yandex.ru](mailto:zamaraevajulia@yandex.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 28 August 2023

Revised: 07 September 2023

Accepted: 25 October 2023

Available online: 15 December 2023

#### Keywords:

Angular pressing

Low-plastic metals

Pressing toolage

Strain rate

Strain

Finite element method

#### Funding

The research was carried out as part of the state order on the subject "Pressure" (No. AAAAA18-118020190104-3).

#### Acknowledgements

Research was partially conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials".

### ABSTRACT

**Introduction.** Deformation of low-plastic materials requires a high degree of compressive stress. This requirement is implemented, for example, in the process of *equal channel angular pressing (ECAP)*. However, the products obtained by the *ECAP* method have a cross-section identical to the initial blank, which is one of the disadvantages of this method. The method of *nonequal channel angular pressing (NECAP)*, in contrast to *ECAP*, makes it possible to change the shape of the initial blank towards closer to the shape of the finished product. However, the well-known *NECAP* device allows obtaining products only in the form of a thin strip of rectangular cross-section. Well-known devices for multichannel pressing of non-angular type also have a disadvantage — it is implemented only on horizontal type presses, where it is possible to receive long products on the workshop areas. **The aim of the work** is the evaluation of the bars' multichannel angular pressing scheme, combining a change in the shape of the initial workpiece in cross-section, as well as the accumulation of a high level of strain during deformation. **Research methods:** finite element modeling using the *DEFORM* software module. **Results and discussion.** The paper considers the scheme of the angular pressing process with the use of a device that allows, for example, to obtain magnesium bars with a diameter of  $d = 4.1$  mm with the number of matrix channels  $n = 3$  from a blank of round cross-section. The container of this device in its lower part has a rectangular groove where the matrix is inserted. Modeling of the process under study using a matrix with the axes of its channels located in the plane of the orthogonal axis of the container and, in the first variant, along the axis of a rectangular groove, and in the second variant, along the radius of the container, allowed us to estimate the distribution of the average stress. It is established that the metal of the blank in both variants of the deformation process is affected by compression stresses at a high level (–1,600 MPa). The assessment of the degree of deformation of the pressed bars allowed us to find out that at the initial stage of both process variants, the maximum strain degree can reach 2.6, and at the steady stage it reaches 5.0. It is established that in the case of the first variant of the matrix, the strain level along the length of the bars is lower than when using the second variant of the matrix. The difference reaches 20 %. By evaluating the distribution of the strain degree in the cross section of the pressed bars near the deformation site, it was found that in the case of the first variant of the matrix, the pressed bars of the first and third channels have an uneven dimensions, and the greater value of the strain degree is on the peripheral part of the rods from the side bordering the central bar. This difference in the strain degree reaches 20 %. When placing the second version of the matrix, this unevenness decreases to 12 %. Thus, in the case of using a matrix with the arrangement of the channel axes along the radius of the container, the strain degree is distributed more evenly compared to the strain degree when using a matrix with the arrangement of the channel axes along the axis of a rectangular groove.

**For citation:** Loginov Yu.N., Zamaraeva Yu.V. Evaluation of the bars' multichannel angular pressing scheme and its potential application in practice. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 90–104. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-90-104. (In Russian).

#### \* Corresponding author

Zamaraeva Yuliya V., Researcher

M.N. Mikheev Institute of Metal Physics

of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,

18 S. Kovalevskaya str.,

620137, Ekaterinburg, Russian Federation

Tel.: +7 (950) 200-56-79, e-mail: [zamaraevajulia@yandex.ru](mailto:zamaraevajulia@yandex.ru)

## References

1. Biswas S., Dhinwal S.S., Suwas S. Room-temperature equal channel angular extrusion of pure magnesium. *Acta Materialia*, 2010, vol. 58 (9), pp. 3247–3261. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.01.051.
2. Fatemi-Varzaneh S.M., Zarei-Hanzaki A. Accumulative back extrusion (ABE) processing as a novel bulk deformation method. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, vol. 504, pp. 104–106. DOI: 10.1016/j.msea.2008.10.027.
3. Yang Q., Jiang B., He J., Song B., Liu W., Dong H., Pan F.S. Tailoring texture and refining grain of magnesium alloy by differential speed extrusion process. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 612, pp. 187–191. DOI: 10.1016/j.msea.2014.06.045.
4. Markushev M.V. K voprosu ob effektivnosti nekotorykh metodov intensivnoi plasticheskoi deformatsii, prednaznachennykh dlya polucheniya ob'emnykh nanostrukturnykh materialov [On the methods of severe plastic deformation for bulk nanomaterials processing]. *Pis'ma o materialakh = Letters on Materials*, 2011, vol. 1 (1), pp. 36–42. DOI: 10.22226/2410-3535-2011-1-36-42.
5. Minárik P., Král R., Janeček M. Effect of ECAP processing on corrosion resistance of AE21 and AE42 magnesium alloys. *Applied Surface Science*, 2013, vol. 281, pp. 44–48. DOI: 10.1016/j.apsusc.2012.12.096.
6. Volkov A.Yu., Antonova O.V., Kamenetskii B.I., Klyukin I.V., Komkova D.A., Antonov B.D. Production, structure, texture, and mechanical properties of severely deformed magnesium. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, pp. 518–528. DOI: 10.1134/S0031918X16050161.
7. Naik G.M., Gote G.D., Narendranath S. Microstructural and Hardness evolution of AZ80 alloy after ECAP and post-ECAP processes. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5, iss. 9 (3), pp. 17763–17768. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.06.100.
8. Raab G.I., Botkin A.V., Raab A.G., Valiev R.Z. New schemes of ECAP processes for producing nanostructured bulk metallic materials. *AIP Conference Proceedings*, 2007, vol. 907, pp. 641–646. DOI: 10.1063/1.2729585.
9. Martynenko N., Lukyanova E., Serebryany V., Prosvirnin D., Terentiev V., Raab G., Dobatkin S., Estrin Y. Effect of equal channel angular pressing on structure, texture, mechanical and in-service properties of a biodegradable magnesium alloy. *Materials Letters*, 2019, vol. 238, pp. 218–221. DOI: 10.1016/j.matlet.2018.12.024.
10. Jahadi R., Sedighi M., Jahed H. ECAP effect on the micro-structure and mechanical properties of AM30 magnesium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 593, pp. 178–184. DOI: 10.1016/j.msea.2013.11.042.
11. Ivanov A.M. *Ustroistvo dlya odnovremennogo ravnokanal'nogo uglovogo pressovaniya chetyrekh zagotovok* [Device for simultaneous equal-channel angular pressing of four blanks]. Patent RF, no. 2475320, 2013.
12. Loginov Yu.N., Burkin S.P. Otsenka neravnomernosti deformatsii i davlenii pri uglovom pressovanii [Evaluation of deformation and pressure irregularity in angle extrusion]. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem = Forging and stamping production. Material working by pressure*, 2001, no. 3, pp. 29–34.
13. Loginov Yu.N., Zamaraeva Yu.V., Komkova D.A. Strains under angular pressing of a strip from a cylindrical billet. *Defect and Diffusion Forum*, 2021, vol. 410, pp. 80–84. DOI: 10.4028/www.scientific.net/DDF.410.80.
14. Danilin V.N., Voroshilov S.F., Shvirin A.G., Shcherba V.N., Potapov I.N., Aleshin V.P., Rjazanov K.V. *Matrichnyi uzel dlya mnogokanal'nogo pressovaniya* [Die assembly for multiple extrusion]. Patent RF, no. 2050208, 1995.
15. Khaikin B.E., Loginov Yu.N., Shmelev V.I., Aleshin V.P. *Instrument dlya obratnogo mnogonitochnogo pressovaniya* [Tool for reverse multi-thread pressing]. Inventor's Certificate USSR, no. 1292861, 1987.
16. Burkin S.P., Loginov J.N. *Ustroistvo dlya sozdaniya natyazheniya pri pressovanii metallov* [Apparatus for tension creating at extruding metals]. Patent RF, no. 2278758, 2006.
17. Loginov Yu.N., Volkov A.Yu., Kamenetsky B.I. Analiz skhemy neravnokanal'nogo uglovogo vydavlivaniya primenitel'no k polucheniyu listovogo magniya v kholodnom sostoyanii [Analysis of non-equal-channel angular pressing scheme applied for obtaining magnesium sheet in cold state]. *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya = Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*, 2019, no. 1, pp. 59–66. DOI: 10.17073/0021-3438-2019-1-59-66.
18. Joost W.J., Krajewski P.E. Towards magnesium alloys for high-volume automotive applications. *Scripta Materialia*, 2017, vol. 128, pp. 107–112. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2016.07.035.
19. Wang J., Wu Y., Li H., Liu Y., Bai X., Wingho Chau W., Zheng Y., Qin L. Magnesium alloy based interference screw developed for ACL reconstruction attenuates peri-tunnel bone loss in rabbits. *Biomaterials*, 2018, vol. 157, pp. 86–97. DOI: 10.1016/j.biomaterials.2017.12.007.

20. Chen L., Lin Z., Wang M., Huang W., Ke J., Zhao D., Yin Q., Zhang Y. Treatment of trauma-induced femoral head necrosis with biodegradable pure Mg screw-fixed pedicle iliac bone flap. *Journal of Orthopaedic Translation*, 2019, vol. 17, pp. 133–137. DOI: 10.1016/j.jot.2019.01.004.
21. Zhang Y., Yu L., Ren Y., Yang D., Feng D. A new type of degradable setting ball for fracturing packers. *Well Testing*, 2018, vol. 27 (2), pp. 53–58. DOI: 10.19680/j.cnki.1004-4388.2018.02.009.
22. Zhang C., Wu L., Huang C., Chen L., Xia D., Jiang B., Atrens A., Pan F. Effects of Fe concentration on microstructure and corrosion of Mg-6Al-1Zn-xFe alloys for fracturing balls applications. *Journal of Materials Science and Technology*, 2019, vol. 35 (9), pp. 2086–2098. DOI: 10.1016/j.jmst.2019.04.012.
23. Song B., Xin R., Liang Y., Chen G., Liu Q. Twinning characteristic and variant selection in compression of a pre-side-rolled Mg alloy sheet. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 614, pp. 106–115. DOI: 10.1016/j.msea.2014.07.026.
24. Nugmanov D.R., Sitdikov O.Sh., Markushev M.V. Structure of magnesium alloy MA14 after multistep isothermal forging and subsequent isothermal rolling. *The Physics of Metals and Metallography*, 2015, vol. 116, pp. 993–1001. DOI: 10.1134/S0031918X15080116.
25. Cepeda-Jiménez C.M., Molina-Aldareguia J.M., Pérez-Prado M.T. Origin of the twinning to slip transition with grain size refinement, with decreasing strain rate and with increasing temperature in magnesium. *Acta Materialia*, 2015, vol. 88, pp. 232–244. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.01.032.
26. Esmaily M., Svensson J.E., Fajardo S., Birbilis N., Frankel G.S., Virtanen S., Arrabal R., Thomas S., Johansson L.G. Fundamentals and advances in magnesium alloy corrosion. *Progress in Materials Science*, 2017, vol. 89, pp. 92–193. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.04.011.
27. Volkov A.Yu., Kliukin I.V. Improving the mechanical properties of pure magnesium through cold hydrostatic extrusion and low-temperature annealing. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 624, pp. 56–60. DOI: 10.1016/j.msea.2014.12.104.
28. Kamenetskii B.I., Loginov Yu.N. Uglovoe pressovanie listovoi zagotovki magniya iz kruglogo slitka [Angular pressing of a magnesium flat blank from a round billet]. *Tsvetnye metally*, 2018, vol. 9, pp. 77–81. DOI: 10.17580/tsm.2018.09.12. (In Russian).

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2023 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



## Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Влияние геометрии наконечника сварочного инструмента на характеристики растяжения соединений сплава АА8011, полученных сваркой трением с перемешиванием

Йогендра Раджпут<sup>1, a, \*</sup>, Авадеш Шарма<sup>1, b</sup>, Вибухути Мишра<sup>2, c</sup>, Кушал Саксена<sup>1, d</sup>,  
Деш Дипак<sup>1, e</sup>, Шиама Шарма<sup>3, f</sup>

<sup>1</sup> Инженерный колледж Раджкия, Майнпури, Уттар-Прадеш, Индия, 205119

<sup>2</sup> Инженерный колледж Раджкия, Азамгарх, Уттар-Прадеш, Индия, 276201

<sup>3</sup> Манипалский университет, Джайпур, Раджастхан, Индия, 303007

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-9662-0903>,  [yogendrasingh.rajpoot@recmainpuri.in](mailto:yogendrasingh.rajpoot@recmainpuri.in); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-2795-6497>,  [aksharma@recmainpuri.in](mailto:aksharma@recmainpuri.in);

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-5039-3573>,  [vibhooti1810@gmail.com](mailto:vibhooti1810@gmail.com); <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-6982-3636>,  [saxenakushal05@gmail.com](mailto:saxenakushal05@gmail.com);

<sup>e</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-2662-9571>,  [dd08iitd@gmail.com](mailto:dd08iitd@gmail.com); <sup>f</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1510-5871>,  [shyamsunder.sharma@jaipur.manipal.edu](mailto:shyamsunder.sharma@jaipur.manipal.edu)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.14

#### История статьи:

Поступила: 06 июля 2023

Рецензирование: 01 августа 2023

Принята к печати: 15 августа 2023

Доступно онлайн: 15 декабря 2023

#### Ключевые слова:

СТП

Геометрия наконечника инструмента

Прочность на разрыв при растяжении

#### Благодарности

Выражаем благодарность своим студентам и аспиранту Мохду Ларебу, г-ну Чандрашекхару и г-ну Анкиту Арье за помощь в проведении экспериментов.

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Алюминиевые сплавы широко востребованы в судостроении и авиастроении. В настоящем исследовании особое внимание уделено влиянию двух видов наконечников сварочного инструмента с различной геометрией на характеристики растяжения сварных соединений сплава АА8011. Технология соединения – сварка трением с перемешиванием (СТП) – выбрана из-за уникальных свойств, таких как очень малая ширина зоны термического влияния при соединении в твердом состоянии. На микроструктуру и механические свойства сварного соединения влияет геометрия инструмента и такие параметры, как скорость вращения и перемещения инструмента. **Методы исследования.** Эксперименты по СТП проводили на универсальном фрезерном станке сварочным инструментом с двумя видами наконечников – в форме усеченного конуса и цилиндра с резьбой – в трех различных режимах (1 – 320 об/мин, 45 мм/мин; 2 – 400 об/мин, 50 мм/мин; 3 – 575 об/мин, 60 мм/мин). Для анализа характеристик соединения были проведены испытания на растяжение и рассчитана максимальная прочность на разрыв, а также для каждого отдельного случая было рассчитано отношение прочности сварного соединения к прочности основного металла. **Результаты и обсуждение.** Полученные результаты свидетельствуют о том, что более высокие значения частоты вращения оказывают положительное влияние на прочность сварного соединения в случае использования сварочного инструмента с наконечником как в форме усеченного конуса, так и в форме цилиндра с резьбой. Независимо от частоты вращения и скорости подачи прочность сварного соединения на разрыв и отношение прочности сварного соединения к прочности основного металла стабильно выше в случае использования сварочного инструмента с наконечником в форме усеченного конуса по сравнению с наконечником в форме цилиндра с резьбой. Независимо от геометрии наконечника прочность сварного соединения на разрыв и отношение прочности сварного соединения к прочности основного металла максимальны при более высокой частоте вращения инструмента и составляют 123 МПа и 73,6 % для наконечника в форме усеченного конуса и 142 МПа и 85 % для наконечника в форме цилиндра с резьбой при 575 об/мин и 60 мм/мин. Это самые высокие значения по сравнению с 119 МПа и 72,5 % при 320 об/мин, 45 мм/мин; 115 МПа и 70,1 % при 400 об/мин, 50 мм/мин для инструмента с наконечником в форме усеченного конуса; 138 МПа и 82,6 % при 320 об/мин, 45 мм/мин и 77,8 % и 130 МПа при 400 об/мин, 50 мм/мин для наконечника в форме цилиндра с резьбой. В целом исследование показывает, что соединения, полученные при помощи инструмента с наконечником в форме цилиндра с резьбой, имеют более высокую прочность на разрыв и отношение прочности сварного соединения к прочности основного металла, чем соединения, полученные при помощи инструмента с наконечником в форме усеченного конуса. Наибольшая прочность на разрыв и отношение прочности сварного соединения к прочности основного металла – 142 МПа и 84,5 % соответственно – были достигнуты при использовании инструмента с наконечником в форме цилиндра с резьбой при 575 об/мин и 60 мм/мин.

**Для цитирования:** Влияние геометрии наконечника сварочного инструмента на характеристики растяжения соединений сплава АА8011, полученных сваркой трением с перемешиванием / Й.С. Раджпут, А.К. Шарма, В.Н. Мишра, К. Саксена, Д. Дипак, Ш.С. Шарма // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 105–116. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-105-116.

#### \*Адрес для переписки

Раджпут Йогендра Сингх, магистр

Инженерный колледж Раджкия, Майнпури,

205119, Уттар-Прадеш, Индия

Тел.: +917014210761, e-mail: [yogendrasingh.rajpoot@recmainpuri.in](mailto:yogendrasingh.rajpoot@recmainpuri.in)

## Введение

Сварка трением с перемешиванием, которая была изобретена Уэйном Томасом в компании TWI в 1991 году, хорошо подходит для соединения металлов в твердом состоянии [1, 2]. Алюминиевые сплавы часто применяются в авиационной и автомобильной промышленности, железнодорожном транспорте и при строительстве мостов из-за высокого соотношения прочности и веса, а также коррозионной стойкости [2]. По сравнению с традиционными способами сварки, при сварке трением с перемешиванием материал подвергается интенсивной пластической деформации, в результате чего образуется зона перемешивания с очень мелкими рекристаллизованными зернами [3], называемая зоной динамической рекристаллизации [4–6]. Плавления и повторной кристаллизации не происходит, поэтому материалы соединяются в твердом состоянии. Сварка трением с перемешиванием также характеризуется низким потреблением энергии [7].

Сварка трением с перемешиванием (СТП) имеет особое значение для соединения алюминиевых и магниевых сплавов, поскольку она может значительно уменьшить такие дефекты, как растрескивание при затвердевании, пористость и деформации, которые обычно наблюдаются при сварке плавлением. Эти технологические возможности СТП сделали ее очень практичной для соединения некоторых сплавов. Взаимодействие нижней поверхности инструмента и поверхности наконечника с обрабатываемым материалом приводит к образованию достаточного количества тепла в результате трения, необходимого для приведения материала в мягкое состояние без плавления [8, 9]. Таким образом, поверхность наконечника инструмента играет решающую роль в создании тепла, выделяющегося при трении, течении материала и пластической деформации. Смещение инструмента также является критическим фактором, определяющим выделение тепла при трении наконечника инструмента о материал [10], поэтому оно определяет теплофизические свойства в зоне сварки [11, 12]. Качество соединений зависит от правильного выбора параметров процесса СТП [13, 14]. Как показывает практика, в некоторых исследованиях основное внимание уделяется

сварке трением с перемешиванием горяче- и холоднореформированных алюминиевых сплавов [15] с использованием некоторых специально разработанных инструментов [16], имеющих различные формы наконечников: шестиугольные, пятиугольные и квадратные [17].

Некоторые недавние исследования показали, что СТП способна соединять как одинаковые, так и разнородные алюминиевые сплавы [18–21]. Стыковые соединения при сварке трением с перемешиванием очень распространены в отличие от соединений алюминиевых сплавов внахлестку, которые изучали лишь некоторые исследователи [22, 23]. Дэвидсон и др. [24] исследовали характеристики прочности на растяжение СТП-соединений из алюминия AA8011 при различных параметрах процесса и пришли к выводу, что соединения, полученные при скорости перемещения инструмента 45 мм/мин, скорости вращения инструмента 1400 об/мин и осевом усилии 2,15 кН имеют лучшую прочность на растяжение по сравнению с другими соединениями. Палани и др. [25] получили разнородное СТП-соединение и сосредоточили внимание на влиянии переменных процесса и конструкции инструмента на качество соединений. Таким образом, в этой работе была предпринята попытка определить влияние трех различных профилей наконечников (квадратного, пятиугольного и шестиугольного) и комбинации скорости вращения и перемещения инструмента на свойства СТП-соединений разнородных алюминиевых сплавов AA6061-T6 и AA8011 при растяжении. Применяя СТП, Элангован и Баласубраманиан [26–28] исследовали характеристики пяти наконечников с различной геометрией: в форме цилиндра с резьбой, усеченного конуса, треугольника, квадрата и прямого цилиндра – из алюминиевого сплава AA2219. Хотя предыдущие исследования показали, что геометрия [29–31] или форма [32] наконечников инструмента и скорость сварки влияют на повышение прочности, связь между низкой скоростью сварки и геометрией наконечника инструмента еще не установлена. Таким образом, в настоящем исследовании алюминиевый сплав AA8011 подвергался сварке трением с перемешиванием при низкой скорости сварки с различным профилем наконечника, а влияние на качество соединения оценивалось с точки зрения твердости и прочности соединения.

## Материалы и методы исследования

Проведен эксперимент по разработке бездефектных СТП-соединений из сплава AA8011 на вертикально-фрезерном станке. Свариваемые пластины фиксировали на опорной плите прижимами, как показано на рис. 1. На рис. 2 изображено пластическое течение материала в процессе сварки. Химический состав сплава AA8011 приведен в табл. 1. Рассматриваемые параметры процесса включают геометрию наконечников инструмента, как показано на рис. 3, со всеми характеристиками инструмента, указанными в табл. 2, и несколькими комбинациями скорости вращения и скорости перемещения инструмента. Известно, что эти параметры оказывают важное влияние на прочность и другие механические свойства соединения.



Рис. 1. Пластины, закрепленные на столе вертикально-фрезерного станка

Fig. 1. Plates mounted on the bed of vertical milling machine

Прокатанную пластину толщиной 6 мм нарезали на заготовки необходимых размеров с помощью ручной ножовки. Две пластины расположили рядом для получения стыкового СТП-соединения без разделки кромок. Пластины закрепили на опорной плите, а сварку осу-



Рис. 2. Пластическое течение материала в процессе СТП

Fig. 2. Material flow during FSW

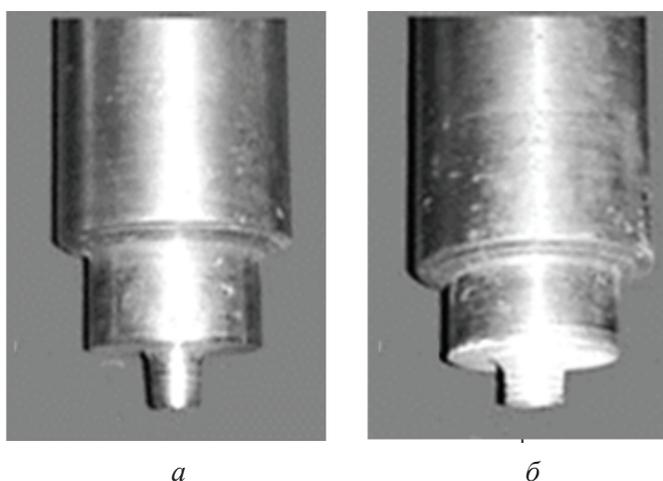


Рис. 3. Геометрия наконечника сварочного инструмента:

*a* – усеченный конус; *б* – цилиндр с резьбой

Fig. 3. Tool pin profiles:

*a* – taper cylindrical; *б* – threaded cylindrical

ществляли в направлении прокатки. Сварка производилась двумя разными неплавящимися инструментами из стали D2. Химический состав стали D2 приведен в табл. 3. Выбор материала инструмента зависит от свариваемого материала. Для мягких материалов можно использовать инструментальную или нержавеющей сталь, а для твердых материалов необходимы огнеупорные материалы. Оценку механических свойств

Таблица 1

Table 1

Химический состав сплава AA8011  
Chemical Composition of AA8011

Элемент	Al	Fe	Si	Cu	Mn	Mg	Zn
Содержание, %	97,5–99,1	0,6–0,90	0,5–0,6	0–0,1	0–0,1	0–0,1	0–0,1

Таблица 2

Table 2

**Характеристики инструмента**  
**Tool Features**

Инструмент	(А)	(В)
Геометрия наконечника	Усеченный конус	Цилиндр с резьбой
Диаметр наконечника	Основание – 6 мм, вершина – 4 мм	6 мм, резьба с шагом 1,2 мм
Длина наконечника	5,7 мм	5,7 мм
Диаметр плеча	14 мм	14 мм

Таблица 3

Table 3

**Химический состав стали D2**  
**Chemical Composition of D2 steel**

Элемент	Содержание, %	Элемент	Содержание, %
C	1,40–1,60	Mo	0,70–1,20
Mn	0,60	V	1,10
Si	0,60	Ni	0,30
Co	1,00	P	0,03
Cr	11,0–13,0	Cu	0,25
S	0,03	Al	остальное

соединений проводили путем испытания на растяжение стандартных образцов. Сваренные пластины разрезали поперек направления сварки и проводили испытание на растяжение на универсальной испытательной машине с постоянной скоростью деформации, а именно со скоростью траверсы 1 мм/мин.

**Результаты и их обсуждение**

Прочность на растяжение основного материала была измерена и использована в качестве эталона для сравнения. На рис. 4, *а* показан образец основного материала, который был испытан, а на рис. 4, *б* представлен разрушенный

образец основного материала после испытания на растяжение. В табл. 4 приведены результаты испытаний на растяжение основного материала. Разрушенные образцы сварных соединений показаны на рис. 5 и 7, а диаграммы растяжения, полученные после испытаний на растяжение сварных соединений, изготовленных с использованием инструментов с наконечниками разной формы, представлены на рис. 6 и 8.

Результаты показывают, что сварные соединения, выполненные с использованием инструмента с наконечником в форме усеченного конуса и цилиндра с резьбой, имеют меньшую прочность по сравнению с основным материалом.


*а*

*б*

Рис. 4. Образцы для испытаний на растяжение:

*а* – перед испытанием; *б* – после испытания

Fig. 4. Tensile test specimens:

*а* – before tensile test; *б* – after tensile test

Таблица 4

Table 4

Результаты испытания на растяжение основного материала  
Tensile test results of base material

Пиковая нагрузка, кН	Временное сопротивление разрыву при растяжении, МПа	Относительное удлинение при разрыве, мм
15,060	167	21,01



Рис. 5. Разрушенные образцы после испытания на растяжение соединений, полученных с использованием инструмента с наконечником в форме цилиндра с резьбой

Fig. 5. Fractured specimens after tensile test of joints fabricated using threaded cylindrical pin

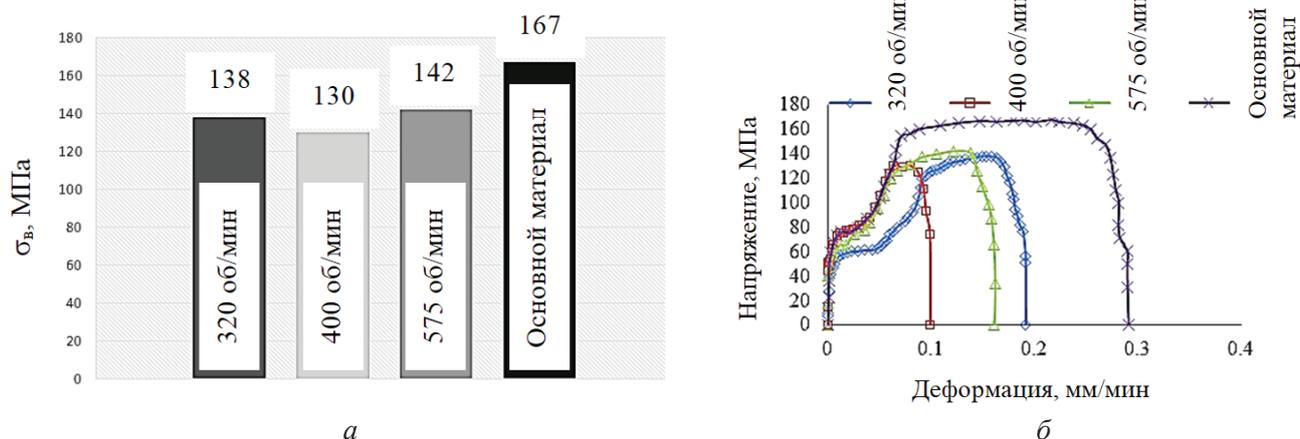


Рис. 6. Результаты испытания на растяжение сварных соединений, полученных с использованием инструмента с наконечником в форме цилиндра с резьбой:

*a* – гистограмма временного сопротивления разрыву при растяжении; *б* – кривая зависимости деформации от напряжений

Fig. 6. Tensile test result of weld fabricated by cylindrical threaded pin profile:

*a* – bar chart of UTS; *б* – stress-strain diagram



Рис. 7. Разрушенные образцы после испытания на растяжение соединений, полученных с использованием инструмента с наконечником в форме усеченного конуса

Fig. 7. Fractured specimens after tensile test of joints fabricated using taper cylindrical pin

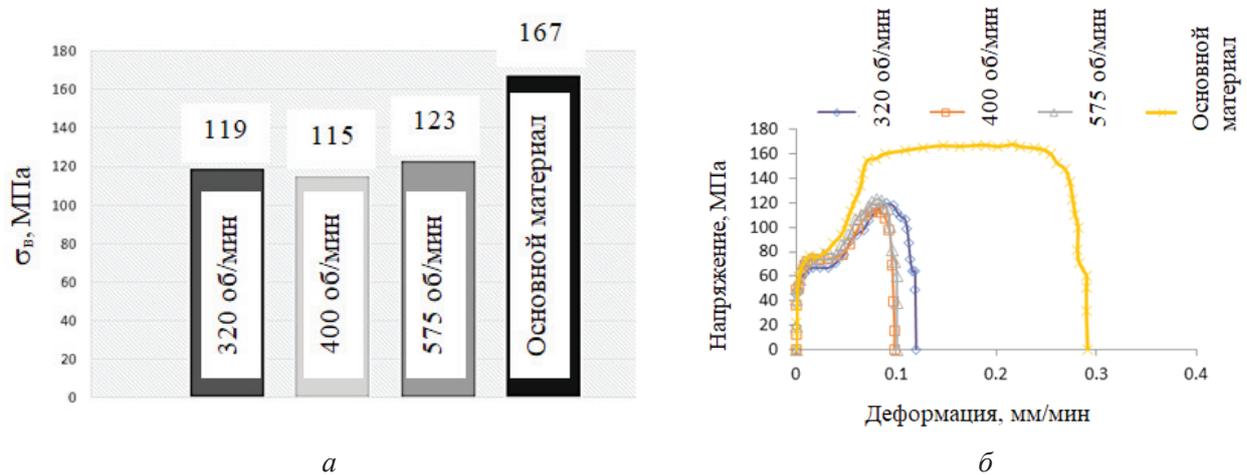


Рис. 8. Результаты испытания на растяжение сварных соединений, полученных с использованием инструмента с наконечником в форме усеченного конуса:

*a* – гистограмма временного сопротивления разрыву при растяжении; *б* – кривая зависимости деформации от напряжений

Fig. 8. Tensile test results of welds fabricated by cylindrical taper pin profile:

*a* – bar chart of UTS; *б* – stress-strain diagram

На основании представленных результатов становится очевидным, что с увеличением частоты вращения инструмента повышается прочность сварного соединения и отношение прочности сварного соединения к прочности основного металла независимо от геометрии наконечника инструмента. Для инструмента с наконечником в форме цилиндра с резьбой прочность сварного соединения и отношение прочности сварного соединения к прочности основного металла максимальны при 575 об/мин и 60 мм/мин и оставляют 142 МПа и 84,5 %

(табл. 5). Более низкие значения частоты вращения (320 об/мин и 45 мм/мин) приводят к несколько более низким значениям прочности сварного соединения и отношения прочности сварного соединения к прочности основного металла (138 МПа и 82,6 %). Промежуточные значения скорости вращения – 400 об/мин и 50 мм/мин – также дают немного меньшие значения прочности сварного соединения и отношения прочности сварного соединения к прочности основного металла: 130 МПа и 77,84 %.

Таблица 5

Table 5

**Результаты испытаний на растяжение соединений, полученных с использованием инструмента с наконечником в форме цилиндра с резьбой**  
**Tensile test results of joints fabricated with cylindrical threaded pin profile tool**

Характеристика	320 об/мин, 40 мм/мин	400 об/мин, 45 мм/мин	575 об/мин, 60 мм/мин
Предел прочности, МПа	138	130	142
Отношение прочности сварного соединения к прочности основного металла, %	82,6	77,8	85

Для инструмента с наконечником в форме усеченного конуса прочность сварного соединения и отношение прочности сварного соединения к прочности основного металла являются максимальными при 575 об/мин и 60 мм/мин и составляют 123 МПа и 73,6 % (табл. 6). Более низкие значения частоты вращения (320 об/мин и 45 мм/мин) приводят к снижению значений прочности сварного соединения и отношения прочности сварного соединения к прочности основного металла (119 МПа и 71,25 %). Промежуточные значения частоты вращения (400 об/мин и 50 мм/мин) также приводят к снижению значения прочности сварного соединения и отношения прочности сварного соединения к прочности основного металла (115 МПа и 68,86 %). В целом оказывается, что 575 об/мин и 60 мм/мин являются оптимальными условиями эксплуатации для достижения максимальной прочности сварного соединения и отношения прочности сварного соединения к прочности основного металла независимо от того, используется ли

инструмент с наконечником в форме усеченного конуса или цилиндра с резьбой. При этих конкретных параметрах прочность на разрыв составляет 142 МПа для инструмента с наконечником в форме цилиндра с резьбой и 123 МПа для инструмента с наконечником в форме усеченного конуса. Результаты показывают, что создаваемая впоследствии зона перемешивания полностью зависит от скорости вращения инструмента и скорости перемещения. Лучшее перемешивание материала наблюдалось при более высокой скорости вращения инструмента. На форму зоны перемешивания оказывает влияние форма наконечника: более широкая зона перемешивания наблюдалась при использовании инструмента с наконечником в форме цилиндра с резьбой.

### Заключение

Исследования показывают, что заготовки из алюминиевого сплава АА8011 можно соединять инструментом с наконечниками различной фор-

Таблица 6

Table 6

**Результаты испытаний на растяжение соединений, полученных с использованием инструмента с наконечником в форме усеченного конуса**  
**Tensile test result of joints fabricated with cylindrical taper pin profile tool**

Характеристика	320 об/мин, 40 мм/мин	400 об/мин, 45 мм/мин	575 об/мин, 60 мм/мин
Предел прочности, МПа	119	115	123
Отношение прочности сварного соединения к прочности основного металла, %	71,2	68,8	73,6

мы при разном сочетании скорости вращения и скорости перемещения инструмента. Бездефектное соединение, изготовленное с помощью инструмента с наконечником в форме цилиндра с резьбой при скорости вращения 575 об/мин и скорости перемещения 60 мм/мин, характеризуется сравнительно более высокими механическими свойствами с точки зрения максимальной прочности сварного соединения и отношения прочности сварного соединения к прочности основного металла. Независимо от типа наконечника инструмента механические свойства и отношение прочности сварного соединения к прочности основного металла снижались при более низкой скорости вращения. Однако это может быть связано с какими-то дефектами. Повышение прочности на разрыв и отношения прочности сварного соединения к прочности основного металла было достигнуто при использовании инструмента с наконечником в форме цилиндра с резьбой, что может быть связано с образованием мелких зерен в зоне перемешивания.

### Список литературы

1. Friction stir butt welding: International patent application No. 9125978.8, PCT/GB92/02203 and GB patent application: 1991 / W.M. Thomas, E.D. Nicholas, J.C. Needham, M.G. Murch, P. TempleSmith, C.J. Dawes.
2. Dawes C., Thomas W. Friction stir joining of aluminum alloys // *TWI Bulletin*. – 1995. – Vol. 6. – P. 124–127.
3. Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminium / C.G. Rhodes, M.W. Mahoney, W.H. Bingel, R.A. Spurling, C.C. Bampton // *Scripta Materialia*. – 1997. – Vol. 36 (1). – P. 69–75.
4. Microstructural aspects of the friction-stir welding of 6061-T6 aluminum / G. Liu, L.E. Murr, C.S. Niou, J.C. McClure, F.R. Vega // *Scripta Materialia*. – 1997. – Vol. 37 (3). – P. 355–361.
5. Jata K.V., Semiatin S.L. Continuous dynamic recrystallization during friction stir welding of high strength aluminum alloys // *Scripta Materialia*. – 2000. – Vol. 43 (8). – P. 743–749.
6. Low-temperature friction-stir welding of 2024 aluminum / S. Benavides, Y. Li, L.E. Murr, D. Brown, J.C. McClure // *Scripta Materialia*. – 1999. – Vol. 41 (8). – P. 809–815.
7. Friction-based welding processes: friction welding and friction stir welding / D.K. Rajak, D.D. Pagar, P.L. Menezes, A. Eyvazian // *Journal of Adhesion Science and Technology*. – 2020. – Vol. 34 (24). – P. 2613–2637. – DOI: 10.1080/01694243.2020.1780716.
8. On the FSW of AA2024-T4 and AA7075-T6 T-joints: an industrial case study / F. Acerra, G. Buffa, L. Fratini, G. Troiano // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2010. – Vol. 48. – P. 1149–1157. – DOI: 10.1007/s00170-009-2344-9.
9. Cavaliere P., Cerri E., Squillace A. Mechanical response of 2024–7075 aluminium alloys joined by Friction Stir Welding // *Journal of Materials Science*. – 2005. – Vol. 40. – P. 3669–3676. – DOI: 10.1007/s10853-005-0474-5.
10. Rajpoot Y.S., Narayanan R.G., Das S. Predicting the effect of tool configuration during friction stir welding by cellular automata finite element analyses // *International Journal of Manufacturing Research*. – 2018. – Vol. 13 (4). – P. 359–381. – DOI: 10.1504/IJMR.2018.095377.
11. Influence of probe offset distance on interfacial microstructure and mechanical properties of friction stir butt welded joint of Ti6Al4V and A6061 dissimilar alloys / Z. Song, K. Nakata, A. Wu, J. Liao, L. Zhou // *Materials & Design*. – 2014. – Vol. 57. – P. 269–278. – DOI: 10.1016/j.matdes.2013.12.040.
12. Effect of tool eccentricity on the properties of friction stir welded AA6061 aluminum alloys / L.H. Shah, S. Guo, S. Walbridge, A. Gerlich // *Manufacturing Letters*. – 2018. – Vol. 15, pt. A. – P. 14–17. – DOI: 10.1016/j.mfglet.2017.12.019.
13. Hussain A.K., Quadri S.A.P. Evaluation of parameters of friction stir welding for aluminium AA6351 alloy // *International Journal of Engineering Science and Technology*. – 2010. – Vol. 2 (10). – P. 5977–5984.
14. Rajpoot Y.S., Saxena K., Deepak D. A review on the influence of tool pin profile on microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints // *Advances in Manufacturing Engineering: Select Proceedings of ICFAMMT 2022*. – Singapore: Springer, 2022. – P. 119–149. – DOI: 10.1007/978-981-19-4208-2\_10.
15. Cam G., Mistikoglu S. Recent developments in friction stir welding of Al-alloys // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2014. – Vol. 23. – P. 1936–1953. – DOI: 10.1007/s11665-014-0968-x.
16. Mikhail J., Ibrahim R., Lathabai S. Effect of tool design on the microstructure and microhardness of friction stir processed 5005-H34 aluminium alloy // *Proceedings of SPIE*. – 2013. – Vol. 8793: Fourth International Conference on Smart Materials and Nanotechnology in Engineering. – P. 334–340. – DOI: 10.1117/12.2026587.
17. Venkata Rao Ch., Madhusudhan Reddy G., Srinivasa Rao K. Influence of tool pin profile on microstructure and corrosion behaviour of AA2219 Al–Cu alloy friction stir weld nuggets // *Defence Technology*. – 2015. – Vol. 11 (3). – P. 197–208. – DOI: 10.1016/j.dt.2015.04.004.



18. Formability of similar and dissimilar friction stir welded AA 5182-H111 and AA 6016-T4 tailored blanks / C. Leitaó, B. Emilio, B.M. Chaparro, D.M. Rodrigues // *Materials & Design*. – 2009. – Vol. 30 (8). – P. 3235–3242. – DOI: 10.1016/j.matdes.2008.12.005.

19. Weld temperature effects during friction stir welding of dissimilar aluminum alloys 6061-t6 and 7075-t6 / E.G. Cole, A. Fehrenbacher, N.A. Duffie, M.R. Zinn, F.E. Pfefferkorn, N.J. Ferrier // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2014. – Vol. 71. – P. 643–652. – DOI: 10.1007/s00170-013-5485-9.

20. Sharma N., Khan Z.A., Siddiquee A.N. Friction stir welding of aluminum to copper – an overview // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2017. – Vol. 27 (10). – P. 2113–2136. – DOI: 10.1016/S1003-6326(17)60238-3.

21. Mechanical and metallurgical characterization of friction stir welding joints of AA6061-T6 with AA6082-T6 / P.M.G.P. Moreira, T. Santos, S.M.O. Tavares, V. Richter-Trummer, P. Vilaça, P.M.S.T. de Castro // *Materials & Design*. – 2009. – Vol. 30 (1). – P. 180–187. – DOI: 10.1016/j.matdes.2008.04.042.

22. Effect of pin length and welding speed on lap joint quality of friction stir welded dissimilar aluminum alloys / Z. Ge, S. Gao, S. Ji, D. Yan // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2018. – Vol. 98. – P. 1461–1469. – DOI: 10.1007/s00170-018-2329-7.

23. Friction stir welding of lap joints: Influence of process parameters on the metallurgical and mechanical properties / G. Buffa, G. Campanile, L. Fratini, A. Prisco // *Materials Science and Engineering: A*. – 2009. – Vol. 519 (1–2). – P. 19–26. – DOI: 10.1016/j.msea.2009.04.046.

24. Davidson B.S., Neelakrishnan S. Influence of friction stir welding parameters on tensile properties of AA8011 aluminium alloy plate // *Journal of Computational and Theoretical Nanoscience*. – 2018. – Vol. 15 (1). – P. 93–98. – DOI: 10.1166/jctn.2018.7060.

25. Effect of pin profile and rotational speed on microstructure and tensile strength of dissimilar

AA8011, AA01-T6 friction stir welded aluminum alloys / K. Palani, C. Elanchezian, B. Vijaya Ramnath, G.B. Bhaskar, E. Naveen // *Materials Today: Proceedings*. – 2018. – Vol. 5 (11). – P. 24515–24524. – DOI: 10.1016/j.matpr.2018.10.248.

26. Elangovan K., Balasubramanian V. Influences of pin profile and rotational speed of the tool on the formation of friction stir processing zone in AA2219 aluminium alloy // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – Vol. 459 (1–2). – P. 7–18. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.12.124.

27. Elangovan K., Balasubramanian V. Influences of tool pin profile and welding speed on the formation of friction stir processing zone in AA2219 aluminium alloy // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2008. – Vol. 200 (1–3). – P. 163–175. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.09.019.

28. Elangovan K., Balasubramanian V. Influences of tool pin profile and tool shoulder diameter on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy // *Materials & Design*. – 2008. – Vol. 29 (2). – P. 362–373. – DOI: 10.1016/j.matdes.2007.01.030.

29. Chandana R, Saraswathamma K. Impact of tool pin profiles in friction stir welding process – A review // *Materials Today: Proceedings*. – 2023. – Vol. 76, pt. 3. – P. 602–606. – DOI: 10.1016/j.matpr.2022.12.097.

30. Investigation on effects of variation of tool pin profile in a friction stir welding process by finite element approach for joining dissimilar materials / R. Shimpi, C.S. Kumar, R. Katarane, A.K. Shukla // *Materials Today: Proceedings*. – 2022. – Vol. 66, pt. 3. – P. 1361–1364. – DOI: 10.1016/j.matpr.2022.05.154.

31. Effect of tool tilt angle on mechanical resistance of AA6082/AA5083 friction stir welded joints for marine applications / G. Di Bella, T. Alderucci, F. Favaloro, C. Borsellino // *Procedia CIRP*. – 2023. – Vol. 118. – P. 879–884. – DOI: 10.1016/j.procir.2023.06.151.

32. Effect of tool pin shapes on microstructure and mechanical behaviour of friction stir welding of dissimilar aluminium alloys / S. Balamurugan, K. Jayakumar, B. Anbarasan, M. Rajesh // *Materials Today: Proceedings*. – 2023. – Vol. 72, pt. 4. – P. 2181–2185. – DOI: 10.1016/j.matpr.2022.08.459.

## Конфликт интересов

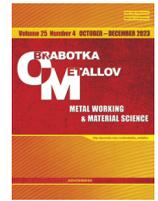
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2023 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Effect of tool pin profile on the tensile characteristics of friction stir welded joints of AA8011

Yogendra Rajpoot<sup>1, a, \*</sup>, Avadesh Sharma<sup>1, b</sup>, Vibhooti Mishra<sup>2, c</sup>, Kushal Saxena<sup>1, d</sup>,  
Desh Deepak<sup>1, e</sup>, Shyam Sharma<sup>3, f</sup>

<sup>1</sup> Department of Mechanical Engineering, Rajkiya Engineering College Mainpuri, Uttar Pradesh, India 205119

<sup>2</sup> Department of Mechanical Engineering, Rajkiya Engineering College Azamgarh, Uttar Pradesh, India 276201

<sup>3</sup> Department of Mechanical Engineering, Manipal University Jaipur, Rajasthan, India, 303007

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-9662-0903>, [yogendrasingh.rajpoot@reclmainpuri.in](mailto:yogendrasingh.rajpoot@reclmainpuri.in); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-2795-6497>, [aksharma@reclmainpuri.in](mailto:aksharma@reclmainpuri.in);

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5039-3573>, [vibhooti1810@gmail.com](mailto:vibhooti1810@gmail.com); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0001-6982-3636>, [saxenakushal05@gmail.com](mailto:saxenakushal05@gmail.com);

<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0003-2662-9571>, [dd08iitd@gmail.com](mailto:dd08iitd@gmail.com); <sup>f</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1510-5871>, [shyamsunder.sharma@jaipur.manipal.edu](mailto:shyamsunder.sharma@jaipur.manipal.edu)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 06 July 2023

Revised: 01 August 2023

Accepted: 15 August 2023

Available online: 15 December 2023

#### Keywords:

FSW

Tool pin Profile

Tensile Strength

#### Acknowledgements

Express our gratitude to our undergraduate and graduate students Mohd Lareb, Mr. Chandrashekhar and Mr. Ankit Arya for assistance in conducting the experiments.

### ABSTRACT

**Introduction.** Aluminum alloys are in abundant demand of shipbuilding and aircraft industries. This study emphasizes on the effects of two different tool pin profiles on the tensile characteristics of welded joints made of AA8011 aluminum alloy welded joints. The joining technique used is friction stir welding (FSW) due to its unique characteristics such as very low heat affected zone when joining in a solid state. The microstructure and mechanical properties of the welded joint are influenced by the geometry of the tool and such parameters as rotational speed and traverse speed of the tool. **The methods of investigation.** The experiments on FSW were performed on universal milling machine with taper cylindrical and cylindrical threaded tool pin profiles using the three different combination of tool rotational and traverse speed (a) 320 rpm, 45 mm/min; b) 400 rpm, 50 mm/min; c) 575 rpm, 60 mm/min. To analyze the joint characteristics, tensile tests were conducted and ultimate tensile strength as well as joint efficiency was calculated for individual joint. **Results and Discussion.** Based on the revised results, it is evident that higher RPM values have a positive impact on joint efficiency and tensile strength for both the taper cylindrical pin profile and the threaded cylindrical pin profile. The findings show that the joint efficiency and tensile strength are consistently higher for the threaded cylindrical pin profile compared to the taper cylindrical pin profile, regardless of the RPM and feed rate. From the results, it was found that joint efficiency and tensile strength is maximum at higher RPM irrespective of the tool pin profile i.e. 73.6 % and 123 MPa for taper cylindrical pin profile and 85 % and 142 MPa for threaded cylindrical pin profile at 575 rpm, 60 mm/min. These are the highest in comparison to 72.5 % and 119 MPa at 320 rpm, 45 mm/min and 70.1 % and 115 MPa at 400 rpm, 50 mm/min for taper pin profile tool and 82.6 % and 138 MPa at 320 rpm, 45 mm/min and 77.8 % and 130 MPa at 400 rpm, 50 mm/min for threaded cylindrical pin profile. Overall, the study demonstrates that joints obtained using the threaded cylindrical pin profile demonstrate higher joint efficiency and tensile strength than those prepared using the taper cylindrical pin profile. The highest joint efficiency and tensile strength of 84.5 % and 142 MPa, respectively, were achieved using the threaded cylindrical pin profile at 575 rpm and 60 mm/min.

**For citation:** Rajpoot Y.S., Sharma A.K., Mishra V.N., Saxena K., Deepak D., Sharma S.S. Effect of tool pin profile on the tensile characteristics of friction stir welded joints of AA8011. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 105–116. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-105-116. (In Russian).

### References

1. Thomas W.M., Nicholas E.D., Needham J.C., Murch M.G., Temple-Smith P., Dawes C.J. *Friction Stir Butt Welding*. Patent GB, no. 9125978.8, 1991.
2. Dawes C., Thomas W. Friction stir joining of aluminum alloys. *TWI Bulletin*, 1995, vol. 6, pp. 124–127.
3. Rhodes C.G., Mahoney M.W., Bingel W.H., Spurling R.A., Bampton C.C. Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminium. *Scripta Materialia*, 1997, vol. 36 (1), pp. 69–75.

#### \* Corresponding author

Rajpoot Yogendra Singh, M.Tech (Engineering), Assistant Professor  
 Department of Mechanical Engineering,  
 Rajkiya Engineering College Mainpuri,  
 205119, Uttar Pradesh, India.  
 Tel.: +917014210761, e-mail: [yogendrasingh.rajpoot@reclmainpuri.in](mailto:yogendrasingh.rajpoot@reclmainpuri.in)



4. Liu G., Murr L.E., Niou C.S., McClure J.C., Vega F.R. Microstructural aspects of the friction-stir welding of 6061-T6 aluminum. *Scripta Materialia*, 1997, vol. 37 (3), pp. 355–361.
5. Jata K.V., Semiatin S.L. Continuous dynamic recrystallization during friction stir welding of high strength aluminum alloys. *Scripta Materialia*, 2000, vol. 43 (8), pp. 743–749.
6. Benavides S., Li Y., Murr L.E., Brown D., McClure J.C. Low-temperature friction-stir welding of 2024 aluminum. *Scripta Materialia*, 1999, vol. 41 (8), pp. 809–815.
7. Rajak D.K., Pagar D.D., Menezes P.L., Eyvazian A. Friction-based welding processes: friction welding and friction stir welding. *Journal of Adhesion Science and Technology*, 2020, vol. 34 (24), pp. 2613–2637. DOI: 10.1080/01694243.2020.1780716.
8. Acerra F., Buffa G., Fratini L., Troiano G. On the FSW of AA2024-T4 and AA7075-T6 T-joints: an industrial case study. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2010, vol. 48, pp. 1149–1157. DOI: 10.1007/s00170-009-2344-9.
9. Cavaliere P., Cerri E., Squillace A. Mechanical response of 2024-7075 aluminium alloys joined by friction stir welding. *Journal of Materials Science*, 2005, vol. 40, pp. 3669–3676. DOI: 10.1007/s10853-005-0474-5.
10. Rajpoot Y.S., Narayanan R.G., Das S. Predicting the effect of tool configuration during friction stir welding by cellular automata finite element analyses. *International Journal of Manufacturing Research*, 2018, vol. 13 (4), pp. 359–381. DOI: 10.1504/IJMR.2018.095377.
11. Song Z., Nakata K., Wu A., Liao J., Zhou L. Influence of probe offset distance on interfacial microstructure and mechanical properties of friction stir butt welded joint of Ti6Al4V and A6061 dissimilar alloys. *Materials & Design*, 2014, vol. 57, pp. 269–278. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.12.040.
12. Shah L.H., Guo S., Walbridge S., Gerlich A. Effect of tool eccentricity on the properties of friction stir welded AA6061 aluminum alloys. *Manufacturing Letters*, 2018, vol. 15, pt. A, pp. 14–17. DOI: 10.1016/j.mfglet.2017.12.019.
13. Hussain A.K., Quadri S.A.P. Evaluation of parameters of friction stir welding for aluminium AA6351 alloy. *International Journal of Engineering Science and Technology*, 2010, vol. 2 (10), pp. 5977–5984.
14. Rajpoot Y.S., Saxena K., Deepak D. A review on the influence of tool pin profile on microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints. *Advances in Manufacturing Engineering: Select Proceedings of ICFAMMT 2022*. Singapore, Springer, 2022, pp. 119–149. DOI: 10.1007/978-981-19-4208-2\_10.
15. Cam G., Mistikoglu S. Recent developments in friction stir welding of Al-alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, vol. 23, pp. 1936–1953. DOI: 10.1007/s11665-014-0968-x.
16. Mikhail J., Ibrahim R., Lathabai S. Effect of tool design on the microstructure and microhardness of friction stir processed 5005-H34 aluminium alloy. *Proceedings of SPIE*, 2013, vol. 8793, pp. 334–340. DOI: 10.1117/12.2026587.
17. Venkata Rao Ch., Madhusudhan Reddy G., Srinivasa Rao K. Influence of tool pin profile on microstructure and corrosion behaviour of AA2219 Al–Cu alloy friction stir weld nuggets. *Defence Technology*, 2015, vol. 11 (3), pp. 197–208. DOI: 10.1016/j.dt.2015.04.004.
18. Leitao C., Emilio B., Chaparro B.M., Rodrigues D.M. Formability of similar and dissimilar friction stir welded AA 5182-H111 and AA 6016-T4 tailored blanks. *Materials & Design*, 2009, vol. 30 (8), pp. 3235–3242. DOI: 10.1016/j.matdes.2008.12.005.
19. Cole E.G., Fehrenbacher A., Duffie N.A., Zinn M.R., Pfefferkorn F.E., Ferrier N.J. Weld temperature effects during friction stir welding of dissimilar aluminum alloys 6061-t6 and 7075-t6. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 71, pp. 643–652. DOI: 10.1007/s00170-013-5485-9.
20. Sharma N., Khan Z.A., Siddiquee A.N. Friction stir welding of aluminum to copper – an overview. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2017, vol. 27 (10), pp. 2113–2136. DOI: 10.1016/S1003-6326(17)60238-3.
21. Moreira P.M.G.P., Santos T., Tavares S.M.O., Richter-Trummer V., Vilaça P., de Castro P.M.S.T. Mechanical and metallurgical characterization of friction stir welding joints of AA6061-T6 with AA6082-T6. *Materials & Design*, 2009, vol. 30 (1), pp. 180–187. DOI: 10.1016/j.matdes.2008.04.042.
22. Ge Z., Gao S., Ji S., Yan D. Effect of pin length and welding speed on lap joint quality of friction stir welded dissimilar aluminum alloys. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 98, pp. 1461–1469. DOI: 10.1007/s00170-018-2329-7.
23. Buffa G., Campanile G., Fratini L., Prisco A. Friction stir welding of lap joints: Influence of process parameters on the metallurgical and mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, vol. 519 (1–2), pp. 19–26. DOI: 10.1016/j.msea.2009.04.046.
24. Davidson B.S., Neelakrishnan S. Influence of friction stir welding parameters on tensile properties of AA8011 aluminium alloy plate. *Journal of Computational and Theoretical Nanoscience*, 2018, vol. 15 (1), pp. 93–98. DOI: 10.1166/jctn.2018.7060.

25. Palani K., Elanchezhian C., Vijaya Ramnath B., Bhaskar G.B., Naveen E. Effect of pin profile and rotational speed on microstructure and tensile strength of dissimilar AA8011, AA01-T6 friction stir welded aluminum alloys. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5 (11), pp. 24515–24524. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.10.248.
26. Elangovan K., Balasubramanian V. Influences of pin profile and rotational speed of the tool on the formation of friction stir processing zone in AA2219 aluminium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, vol. 459 (1–2), pp. 7–18. DOI: 10.1016/j.msea.2006.12.124.
27. Elangovan K., Balasubramanian V. Influences of tool pin profile and welding speed on the formation of friction stir processing zone in AA2219 aluminium alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 200 (1–3), pp. 163–175. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.09.019.
28. Elangovan K., Balasubramanian V. Influences of tool pin profile and tool shoulder diameter on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy. *Materials & Design*, 2008, vol. 29 (2), pp. 362–373. DOI: 10.1016/j.matdes.2007.01.030.
29. Chandana R., Saraswathamma K. Impact of tool pin profiles in friction stir welding process – A review. *Materials Today: Proceedings*, 2023, vol. 76, pt. 3, pp. 602–606. DOI: 10.1016/j.matpr.2022.12.097.
30. Shimpi R., Kumar C.S., Katarane R., Shukla A.K. Investigation on effects of variation of tool pin profile in a Friction stir welding process by finite element approach for joining dissimilar materials. *Materials Today: Proceedings*, 2022, vol. 66, pt. 3, pp. 1361–1364. DOI: 10.1016/j.matpr.2022.05.154.
31. Di Bella C., Alderucci T., Favalaro F., Borsellino C. Effect of tool tilt angle on mechanical resistance of AA6082/AA5083 friction stir welded joints for marine applications. *Procedia CIRP*, 2023, vol. 118, pp. 879–884. DOI: 10.1016/j.procir.2023.06.151.
32. Balamurugan S., Jayakumar K., Anbarasan B., Rajesh M. Effect of tool pin shapes on microstructure and mechanical behaviour of friction stir welding of dissimilar aluminium alloys. *Materials Today: Proceedings*, 2023, vol. 72, pt. 4, pp. 2181–2185. DOI: 10.1016/j.matpr.2022.08.459.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2023 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



## Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Моделирование рабочих характеристик и мультикритериальная оптимизация при токарной обработке нержавеющей стали AISI 304 (12X18H10T) резцами с износостойким покрытием и с износостойким покрытием, подвергнутом микропескоструйной обработке

Сатиш Чинчаникар<sup>a, \*</sup>, Махендра Гейдж<sup>b</sup>

Институт информационных технологий Вишвакармы, Кондва (Бадрек), Пуне - 411039, Махараштра, Индия

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-4175-3098>,  [satish.chinchaniкар@viit.ac.in](mailto:satish.chinchaniкар@viit.ac.in); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-8603-8653>,  [Mahendra.gadge@viit.ac.in](mailto:Mahendra.gadge@viit.ac.in)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9

История статьи:

Поступила: 15 августа 2023

Рецензирование: 05 сентября 2023

Принята к печати: 09 сентября 2023

Доступно онлайн: 15 декабря 2023

Ключевые слова:

AISI 304 (12X18H10T)

Сила резания

Срок службы инструмента

Резцы с износостойким покрытием

Шероховатость поверхности

Мультикритериальная оптимизация

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Высокоскоростная механическая обработка нержавеющей стали уже давно находится в центре внимания исследований. Из-за таких характеристик, как низкая теплопроводность и склонность к деформационному упрочнению, сталь AISI 304 трудно обрабатывать механически. Индикаторы обрабатываемости дают важную информацию об эффективности и результативности процесса обработки, позволяя производителям оптимизировать параметры обработки для повышения производительности и точности. **Цель работы.** Для обработки нержавеющей стали AISI 304 чаще всего используют твердосплавные инструменты с покрытием. Между тем в немногих исследованиях изучалось влияние предварительной и постобработки твердосплавных инструментов с покрытием при высокоскоростном точении этих сплавов. Кроме того, лишь небольшое количество исследований одновременно оптимизировало параметры резания при использовании инструментов с предварительной и последующей обработкой. **Методы исследования.** В настоящей работе проводится сравнительная оценка эффективности резцов с износостойким покрытием, а также с износостойким покрытием на пескоструйной основе при точении нержавеющей стали AISI 304. Использовали резцы с двумя типами покрытий: 1) с покрытием AlTiN, нанесенным осаждением паров PVD-AlTiN; 2) с покрытием AlTiN, нанесенным осаждением паров (PVD-AlTiN), подвергнутое микропескоструйной обработкой в качестве последующей обработки (покрытием на пескоструйной основе); 3) с покрытием TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, нанесенным умеренно-температурным химическим осаждением из газовой фазы (MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Для прогнозирования и оптимизации характеристик токарной обработки были разработаны математические модели, основанные на экспериментальных данных. **Результаты и обсуждение.** В этом исследовании было обнаружено, что инструменты с покрытием PVD-AlTiN имеют самую низкую силу резания и обеспечивают низкую шероховатость поверхности; за ними следуют инструменты с покрытием PVD-AlTiN, подвергнутые микропескоструйной обработке, и инструменты с покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Однако существенных различий при обработке инструментами с износостойкими покрытиями и покрытиями, подвергшимися микропескоструйной обработке, не наблюдалось. Было обнаружено, что сила резания увеличивается с увеличением подачи и глубины резания, но уменьшается со скоростью резания. Однако этот эффект был существенным для инструментов с покрытием MTCVD. С другой стороны, больший срок службы характерен для инструментов с покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; на втором месте – инструменты с покрытием PVD-AlTiN и инструменты с покрытием PVD-AlTiN, подвергнутые микропескоструйной обработке. Срок службы инструмента во многом зависит от скорости резания. Однако для инструментов с покрытием PVD-AlTiN этот эффект проявляется более заметно. Модели с коэффициентами корреляции выше 0,9 можно использовать для прогнозирования реакции при точении нержавеющей стали AISI 304. Оптимизационный анализ позволил выявить, что при точении нержавеющей стали AISI 304 инструментами с покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и силой резания 18–27 Н минимальная шероховатость поверхности составляет 0,3–0,44 мкм, а срок службы инструмента выше 36–51 мин по сравнению с инструментами с покрытием PVD-AlTiN (C) и инструментами с покрытием PVD-AlTiN, подвергнутыми микропескоструйной обработке (CMB).

**Для цитирования:** Чинчаникар С., Гейдж М.Г. Моделирование рабочих характеристик и мультикритериальная оптимизация при токарной обработке нержавеющей стали AISI 304 (12X18H10T) резцами с износостойким покрытием и с износостойким покрытием, подвергнутому микропескоструйной обработке // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 117–135. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-117-135.

## Введение

Высокоскоростная механическая обработка нержавеющей стали уже давно находится в центре внимания исследований. Из-за таких характеристик, как низкая теплопроводность и склонность к деформационному упрочнению, сталь

\*Адрес для переписки

Чинчаникар Сатиш, к.т.н., профессор

Институт информационных технологий Вишвакармы,

Кондва (Бадрек), Пуне - 411039, Махараштра, Индия

Тел.: +91-2026950441, e-mail: [satish.chinchaniкар@viit.ac.in](mailto:satish.chinchaniкар@viit.ac.in)

AISI 304 трудно обрабатывать механически. Один из наиболее строгих индикаторов эффективности и результативности процесса обработки – это срок службы инструмента.

Хе и др. (He et al.) [1] показали, что температура резания инструмента с покрытием TiN была ниже, чем у инструмента без покрытия, и увеличивалась с увеличением параметров резания. Рао и др. (Rao et al.) [2] многопланово оптимизировали скорость съема материала и шероховатость во время токарной обработки стали SS 304. Кулкарни и др. (Kulkarni et al.) [3] заметили, что скорость резания значительно влияет на температуру поверхности раздела стружки и инструмента, а подача сильно влияет на силы резания во время точения стали SS 304. По данным Боузид и др. (Bouzid et al.) [4], при точении стали AISI 304 инструментами с покрытием Ti(C,N)/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiN основным фактором, влияющим на износ по задней поверхности, была в первую очередь продолжительность резания, а затем – скорость резания.

Исследование Шарма (Sharma) и Гупта (Gupta) [5] показало, что твердосплавные инструменты с покрытием TiAlN/TiN значительно снижают износ инструмента и шероховатость во время токарной обработки стали SS 304. Пател и др. (Patel et al.) [6] заметили, что на механические свойства и производительность обработки влияет микроструктура металлокерамических инструментов. Дубовска и др. (Dubovska et al.) [7] провели исследование срока службы твердосплавных инструментов при точении аустенитной нержавеющей стали AISI 304. Шарма и др. (Sharma et al.) [8] реализовали точение стали AISI 304 с использованием гибридных наножидкостей при минимальном количестве смазки. В ходе их исследования были разработаны модели сил и шероховатости поверхности. Рао и др. (Rao et al.) [9] оптимизировали шероховатость поверхности с помощью алгоритма дифференциальной эволюции (ДЭ) при точении стали SS 304.

Чен и др. (Chen et al.) [10] точили сталь SS 304 с помощью инструментов, покрытых твердыми CrWN-пленками. Их исследование оптимизировало производительность с помощью алгоритма реляционного анализа «серых» систем (GRA). Патил и др. (Patil et al.) [11] оценили криогенно обработанные и необработанные твердосплав-

ные режущие инструменты для токарной обработки стали AISI 304. Меньшая шероховатость поверхности и износ инструмента наблюдались у криогенно обработанных инструментов. При точении стали SS 304 Сингх и др. (Singh et al.) [12] обнаружили, что скорость резания является доминирующим фактором, влияющим на шероховатость поверхности и глубину резания, а взаимодействие скорости резания и подачи существенно влияет на износ по задней поверхности.

Любис и др. (Lubis et al.) [13] получили данные о сроке службы инструмента и проанализировали износ инструментов с покрытием при точении нержавеющей стали AISI 304. Хан и др. (Khan et al.) [14] провели исследование влияния сверл с обработанной поверхностью и покрытием AlCrN на сверление стали SS 304 при различных скоростях резания. Беди и др. (Bedi et al.) [15] наблюдали лучшие результаты при обработке стали SS 304 с маслом из рисовых отрубей, чем с кокосовым маслом. Ратход и др. (Rathod et al.) [16] оптимизировали токарную обработку стали SS 304 твердосплавными резцами с покрытием, используя методы Тагучи и TOPSIS. Сивайя и др. (Sivaiah et al.) [17] проанализировали производительность инструментов с микроканавками при точении стали AISI 304. Текстурированные инструменты работали лучше по сравнению с нетекстурированными. Моганаприя и др. (Moganapriya et al.) [18] обнаружили улучшение производительности инструментов с покрытием TiAlSiN при обработке стали SS 304.

Группа исследователей оценила температуру на поверхности раздела «стружка – инструмент» во время обработки SS 304 [19–20]. Экспериментальные результаты показали значительное влияние скорости резания на температуру, возникающую во время обработки. Пател и др. (Patel et al.) [21] обнаружили, что на срок службы металлокерамических инструментов с покрытием на основе Ti существенное влияние оказывают составы покрытия. Озбек и др. (Özbek et al.) [22] обнаружили, что во время мокрого точения стали AISI 304 скорость подачи оказывает существенное влияние на износ инструмента и шероховатость поверхности.

Согласно анализу литературных данных, инструменты с покрытием чаще всего использовались исследователями для обработки нержавеющей

щей стали AISI 304. Между тем лишь немногие исследователи изучали влияние твердосплавных инструментов с покрытием до и после обработки при точении этих сплавов на высоких скоростях. Кроме того, лишь небольшое количество исследований было посвящено одновременной оптимизации параметров резания для повышения производительности обработки при использовании инструментов с предварительной и последующей обработкой. По этой причине в настоящем исследовании сравнивается и противопоставляется эффективность инструментов с износостойкими покрытиями и покрытиями, подвергшимся микропескоструйной обработке, при точении нержавеющей стали

AISI 304. Оценены обрабатывающие возможности инструментов с однослойным покрытием PVD-AlTiN, а также покрытием PVD-AlTiN, подвергнутым микропескоструйной обработке, и многослойным покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Для прогнозирования и улучшения характеристик точения были созданы экспериментально обоснованные модели.

## Материалы и методы исследования

Эксперименты по точению проводились на прутке из нержавеющей стали AISI 304 диаметром 70 мм и длиной 500 мм. Химический состав материала приведен в табл. 1.

Таблица 1

Table 1

Процентный состав AISI 304  
Percentage composition of AISI 304

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Fe
0,033	0,88	1,98	0,037	0,013	18,37	8,82	0,11	Остальное

На рис. 1 изображен высокоточный токарный станок с ЧПУ, применявшийся для экспериментов. Для исследования характеристик механической обработки в сухих условиях были проведены эксперименты с использованием однослойного покрытия PVD-AlTiN (далее называемого «покрытие»), однослойного покрытия, подвергшегося микропескоструйной обработке в качестве последующей обработки (далее называемого «покрытие с микропескоструйной обработкой»), и с многослойным покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (далее MTCVD). Через равные промежутки времени по длине разреза наблюдался износ по задней поверхности. На основании результатов пилотных испытаний, обзора литературы и рекомендаций производителя были выбраны параметры резки.

На твердосплавные пластины без покрытия, маркированные в соответствии с ISO как CNMG120408MS, методом физического осаждения из газовой фазы было нанесено покрытие из нитрида алюминия и титана (AlTiN) с учетом предварительной и последующей обработки, как описано в табл. 1. Пластины CNMG120408 ромбовидной формы с углом 80° и радиусом закру-

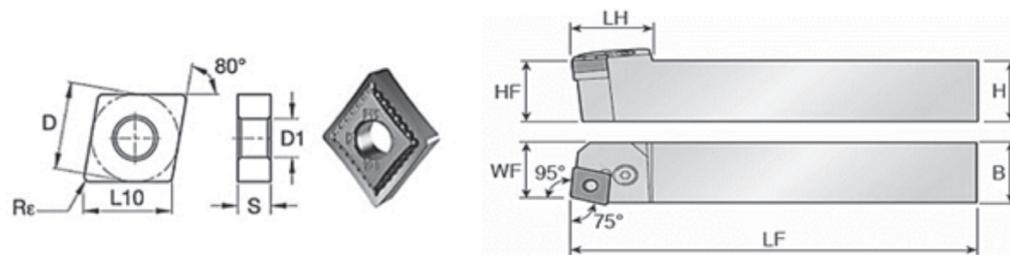


Рис. 1. Экспериментальная установка

Fig. 1. Experimental set-up

пления вершины 0,8 мм жестко закреплялись на державке, маркированной в соответствии с ISO как PCBNR2525M12 (рис. 2).

Параметры обработки были выбраны после тщательного изучения литературы, обзора каталогов и поисковых экспериментов. Матрица эксперимента представлена в табл. 2. Износ по боковой поверхности измерялся с помощью цифрового микроскопа Dino-Lite. Срок службы инструмента ( $T$ ) получен при износе по задней поверхности 0,2 мм. На надежном высокоточном токарном станке с ЧПУ проводились эксперименты по продольному точению. Динамо-



Параметр	Параметры пластины					Параметры державки					
	<i>D</i>	<i>L10</i>	<i>D1</i>	<i>S</i>	<i>Rε</i>	<i>HF</i>	<i>H</i>	<i>B</i>	<i>LF</i>	<i>LH</i>	<i>WF</i>
Ед. измерения (мм)	12,7	12,9	5,16	4,76	0,8	25	25	25	150	28	22,5

Рис. 2. Параметры режущей пластины и державки инструмента

Fig. 2. Details of cutting insert and tool holder

Таблица 2

Table 2

Матрица эксперимента для нержавеющей стали *AISI 304* (*V* – скорость резания; *f* – подача; *d* – глубина резания)

Experimental matrix for *AISI 304* stainless steel (*V*: Cutting speed, *f*: Feed, and *d*: Depth of cut)

Параметры	Эксперимент														
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
<i>V</i> , м/мин	300	350	350	250	250	300	300	300	200	400	350	250	350	250	300
<i>f</i> , мм/оборот	0,1	0,08	0,12	0,08	0,12	0,05	0,1	0,15	0,1	0,1	0,08	0,12	0,12	0,08	0,1
<i>D</i> , мм	0,5	0,4	0,4	0,4	0,4	0,3	0,3	0,3	0,3	0,3	0,2	0,2	0,2	0,2	0,1

метр токарного станка тензорезисторного типа использовался для измерения тангенциальной силы ( $F_c$ ), силы подачи ( $F_f$ ) и радиальной силы ( $F_r$ ) во время процесса обработки. Тестер Taylor Hobson Surftronic использовался для оценки шероховатости поверхности.

## Результаты и их обсуждение

Эксперименты по точению проводили на токарном станке с числовым программным управлением в режимах, приведенных в табл. 2. Измеряли шероховатость поверхности, три компонента силы резания –  $F_c$ ,  $F_f$  и  $F_r$ , и стойкость инструмента  $T$  до тех пор, пока износ по боковой поверхности не достигал 0,2 мм. Результаты экспериментов с различными инструментами, а именно с покрытием PVD-AlTiN (C), покрытием PVD-AlTiN после микропескоструйной обработки (СМВ) и покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD), представлены в табл. 3.

## Моделирование рабочих характеристик

Экспериментально обоснованные математические модели были созданы для рассмотренных в этом исследовании различных инструментов, чтобы лучше понять характеристики токарной обработки. С использованием программного обеспечения DataFit были созданы уравнения регрессии и рассчитаны значения их коэффициентов. Разработанные математические модели представлены в табл. 4, 5 и 6 для инструментов с покрытием PVD-AlTiN (C), покрытием PVD-AlTiN после микропескоструйной обработки (СМВ) и покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD) соответственно.

Разработанные модели имеют значения величины достоверности аппроксимации ближе к 0,95, что указывает на их надежность в прогнозировании ответов на основе пропорции изменения точек данных во время точения стали SS 304 при использовании инструментов с покрытием PVD-AlTiN (C) (уравнения 1–5),

**Результаты экспериментов по точению стали AISI 304 различными инструментами**  
**Experimental results in turning AISI 304 with different tools**

Экспе- римент	Инструмент с покрытием PVD-AlTiN (C)					Инструмент с покрытием PVD-AlTiN после микропескоструй- ной обработки (СМБ)					Инструмент с покрытием MTCVD-TiCN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (MTCVD)				
	$F_c$ , Н	$F_f$ , Н	$F_r$ , Н	$R_a$ , мкм	$T$ , мин	$F_c$ , Н	$F_f$ , Н	$F_r$ , Н	$R_a$ , мкм	$T$ , мин	$F_c$ , Н	$F_f$ , Н	$F_r$ , Н	$R_a$ , мкм	$T$ , мин
1	108	44	17	0,93	8,1	118	48	21	0,88	9,81	111	55	26	1,14	18,4
2	69	27	15	0,62	10,3	69	33	16	0,57	11,2	78	38	21	0,69	14,4
3	98	41	16	0,68	7,6	98	43	21	0,74	6,8	118	53	26	0,85	9,3
4	78	31	16	0,72	14,4	88	36	17	0,77	16,4	98	40	22	0,85	21,3
5	88	51	18	0,87	11,2	137	51	23	0,96	11,1	137	56	27	1,05	14,3
6	59	22	13	0,47	18,1	49	18	12	0,45	19,5	49	22	17	0,55	24,6
7	69	33	14	0,65	12,6	69	35	18	0,65	13,9	88	40	24	0,74	18,8
8	88	47	17	0,83	10,4	98	46	26	0,81	10,3	121	59	34	0,97	14,6
9	78	34	16	0,96	15,1	88	38	20	0,93	15,9	98	45	26	0,99	22,1
10	59	29	15	0,42	6,8	69	33	18	0,50	7,2	78	40	23	0,62	9,4
11	48	19	11	0,39	14,8	39	22	14	0,42	16,4	39	29	21	0,47	18,6
12	61	33	14	0,66	15,3	59	40	19	0,70	16,3	78	40	27	0,72	20,8
13	56	31	13	0,51	10,6	59	33	18	0,52	11,8	59	45	26	0,65	15,7
14	54	23	12	0,57	17,6	39	28	14	0,61	21,8	49	28	22	0,62	26,6
15	39	17	10	0,37	16,4	29	24	13	0,40	17,4	29	23	21	0,46	22,6

Таблица 4

Table 4

**Математические модели для инструмента с покрытием PVD-AlTiN (C)**  
**Mathematical models for PVD-AlTiN coated (C) tool**

Отклик	Разработанная модель	Величина достоверности аппроксимации	№ урав- нения
Тангенциальная составляющая силы ( $F_c$ )	$= 1271,76V^{-0,195} f^{0,426} d^{0,652}$	0,92	(1)
Сила подачи ( $F_f$ )	$= 3218,4V^{-0,321} f^{0,913} d^{0,547}$	0,95	(2)
Радиальная составляющая силы ( $F_r$ )	$= 121,93V^{-0,192} f^{0,263} d^{0,350}$	0,91	(3)
Шероховатость поверхности ( $R_a$ )	$= 620,52V^{-0,902} f^{0,482} d^{0,5130}$	0,93	(4)
Срок службы инструмента ( $T$ )	$= 231,25V^{-0,853} f^{-0,618} d^{-0,371}$	0,91	(5)

с покрытием PVD-AlTiN после микропескоструйной обработки (СМБ) (уравнения 6–10) и с покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD) (уравнения 11–15).

Далее для лучшего понимания на основании разработанных моделей построены графики сил резания (рис. 3–5), шероховатости поверхности (рис. 6) и срока службы инструмента (рис. 7),

**Математические модели для инструмента с покрытием PVD-AlTiN после микропескоструйной обработки (CMB)**
**Mathematical models for PVD-AlTiN coated-microblasted (CMB) tool**

Отклик	Разработанная модель	Величина достоверности аппроксимации	№ уравнения
Тангенциальная составляющая силы ( $F_c$ )	$= 38\,002,71V^{-0,559} f^{0,821} d^{0,980}$	0,96	(6)
Сила подачи ( $F_f$ )	$= 2445,18V^{-0,333} f^{0,786} d^{0,432}$	0,95	(7)
Радиальная составляющая силы ( $F_r$ )	$= 369,13V^{-0,171} f^{0,739} d^{0,272}$	0,97	(8)
Шероховатость поверхности ( $R_a$ )	$= 543,49V^{-0,866} f^{0,524} d^{0,470}$	0,98	(9)
Срок службы инструмента ( $T$ )	$= 141,73V^{-0,754} f^{-0,647} d^{-0,348}$	0,92	(10)

**Математические модели для инструмента с покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD)**
**Mathematical models for MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coated (MTCVD) tool**

Отклик	Разработанная модель	Величина достоверности аппроксимации	№ уравнения
Тангенциальная составляющая силы ( $F_c$ )	$= 29\,772,68V^{-0,485} f^{0,932} d^{0,819}$	0,96	(11)
Сила подачи ( $F_f$ )	$= 927,66V^{-0,093} f^{0,874} d^{0,463}$	0,97	(12)
Радиальная составляющая силы ( $F_r$ )	$= 250,89V^{-0,142} f^{0,618} d^{0,079}$	0,92	(13)
Шероховатость поверхности ( $R_a$ )	$= 153,75V^{-0,602} f^{0,523} d^{0,554}$	0,95	(14)
Срок службы инструмента ( $T$ )	$= 551,62V^{-0,917} f^{-0,579} d^{-0,324}$	0,91	(15)

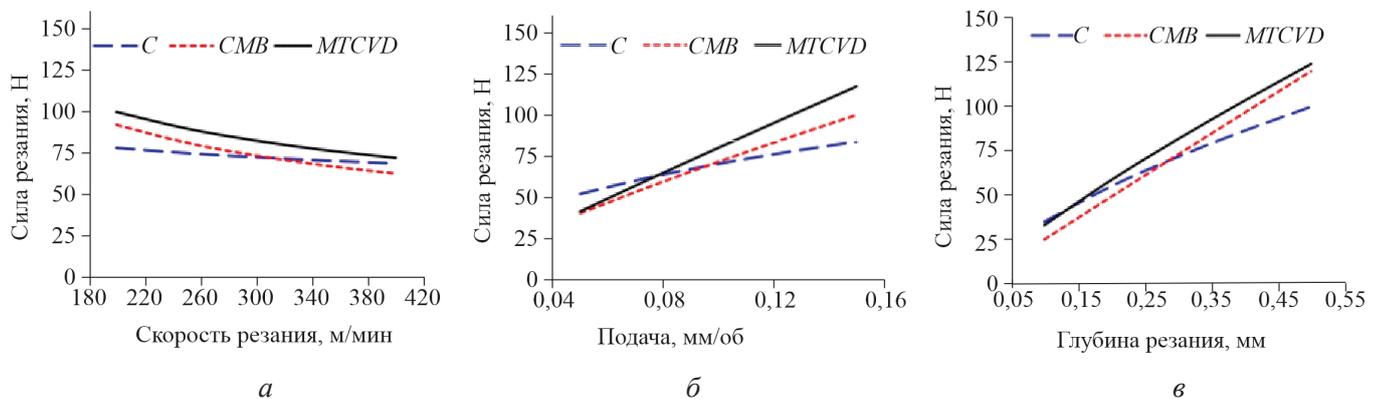

 Рис. 3. Сила резания для различных инструментов, изменяющаяся в зависимости от  $V$  (а),  $f$  (б) и  $d$  (в)

 Fig. 3. Tangential force ( $F_c$ ) for different tools varying with (a)  $V$ , (б)  $f$ , and (в)  $d$

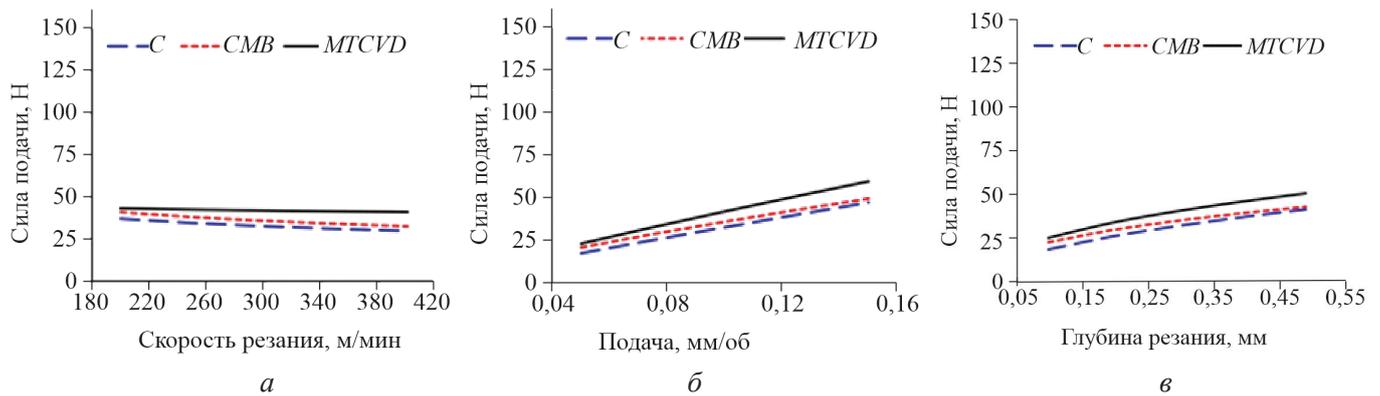


Рис. 4. Сила подачи для различных инструментов, изменяющаяся в зависимости от  $V(a)$ ,  $f(б)$  и  $d(в)$

Fig. 4. Feed force ( $F_f$ ) for different tools varying with (a)  $V$ , (б)  $f$ , and (в)  $d$

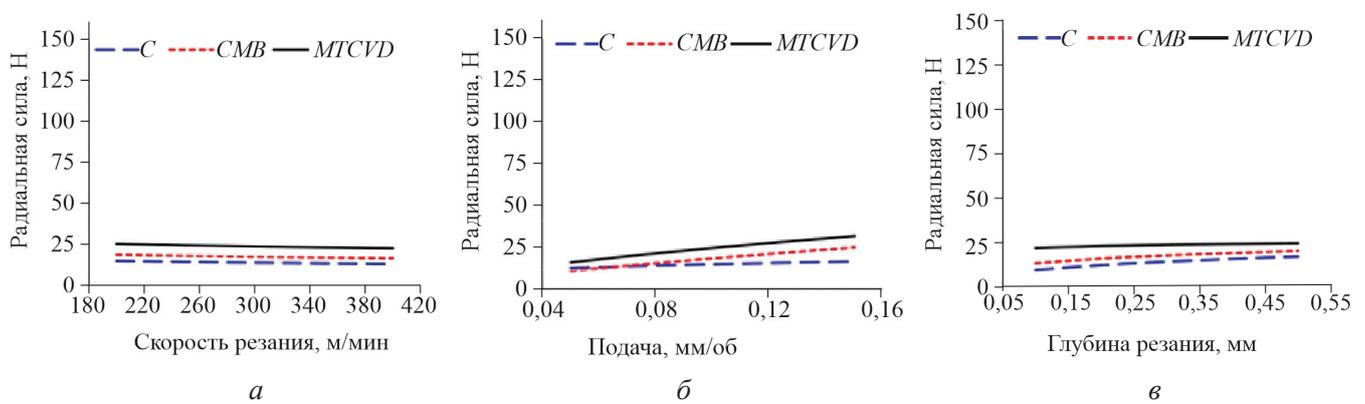


Рис. 5. Радиальная сила  $F_r$ , меняющаяся в зависимости от  $V(a)$ ,  $f(б)$ , и  $d(в)$

Fig. 5. Radial force ( $F_r$ ) varying with (a)  $V$ , (б)  $f$ , and (в)  $d$

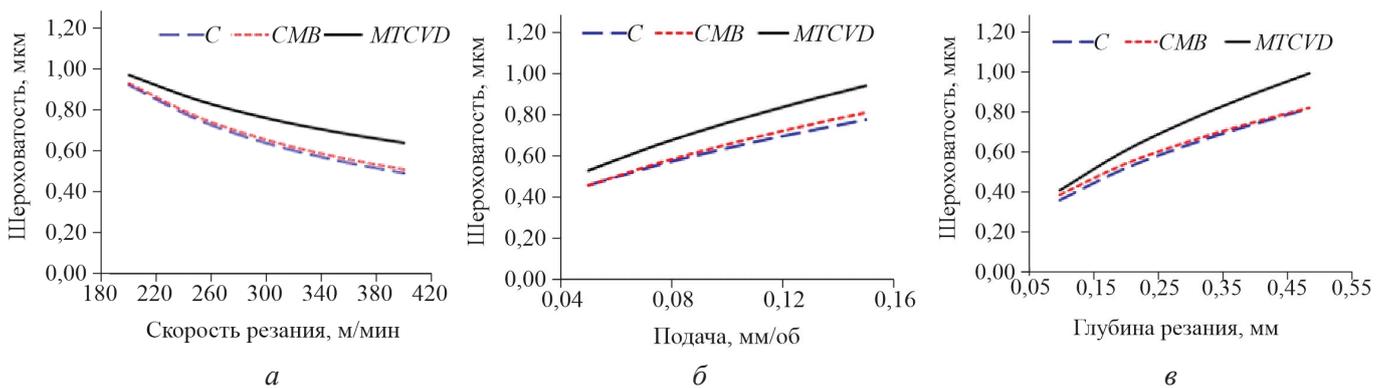


Рис. 6. Шероховатость поверхности  $R_a$ , меняющаяся в зависимости от  $V(a)$ ,  $f(б)$ , и  $d(в)$

Fig. 6. Surface roughness ( $R_a$ ) varying with (a)  $V$ , (б)  $f$ , and (в)  $d$

изменяющихся в зависимости от параметров резания для инструментов с покрытием PVD-AlTiN (C), покрытием PVD-AlTiN после микропескоструйной обработки (CMB) и покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD). На рис. 3, а показаны силы резания для инструментов с различными покрытиями, изменяющиеся в зави-

симости от скорости резания при  $f = 0,1$  мм/об и  $d = 0,3$  мм соответственно. Видно, что силы резания уменьшаются с увеличением скорости резания. Это можно объяснить тем, что увеличение скорости резания повышает температуру резания, делая материал мягким и снижая силу резания. Меньшие силы резания наблюдаются

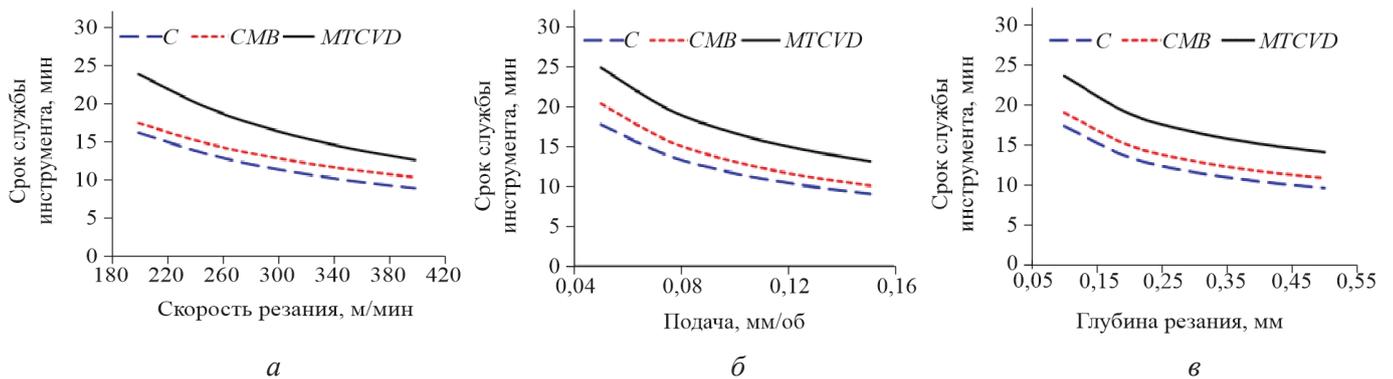


Рис. 7. Срок службы инструмента  $T$ , меняющийся в зависимости от  $V$  (а),  $f$  (б), и  $d$  (в)

Fig. 7. Tool life ( $T$ ) varying with (a)  $V$ , (б)  $f$ , and (в)  $d$

для инструментов с покрытием PVD-AlTiN (C), а более высокие – для инструментов с покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD). Однако заметной разницы в тангенциальной составляющей силы резания для разных инструментов не наблюдается.

На рис. 3, б показаны силы резания, которые изменяются в зависимости от подачи для инструментов с покрытием PVD-AlTiN (C), покрытием PVD-AlTiN после микропескоструйной обработки (CMB) и покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD) при  $V = 300$  м/мин и  $d = 0,3$  мм. На рис. 3, в показаны силы резания для инструментов с покрытием PVD-AlTiN (C), покрытием PVD-AlTiN после микропескоструйной обработки (CMB) и покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD), изменяющиеся в зависимости от глубины резания при  $V = 300$  м/мин и  $f = 0,1$  мм/об соответственно.

Силы резания возрастают с увеличением подачи и глубины резания, при этом для инструментов с покрытием MTCVD этот эффект более выражен, чем для инструментов с покрытием PVD-AlTiN (C) и покрытием PVD-AlTiN после микропескоструйной обработки (CMB). Меньшие силы резания при использовании инструментов с покрытием PVD-AlTiN (C) и покрытием PVD-AlTiN после микропескоструйной обработки (CMB) можно объяснить более низким коэффициентом трения и более острым радиусом кромки инструмента с однослойным покрытием PVD-AlTiN по сравнению с инструментами с многослойным покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD). Явление более низкого трения для инструментов с покрытием PVD-AlTiN приводит к меньшей силе резания по сравнению с инструментами с покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

На рис. 4, а и 5, а графически представлена зависимость силы подачи и радиальной составляющей силы резания от скорости резания для инструментов с покрытием PVD-AlTiN (C), покрытием PVD-AlTiN после микропескоструйной обработки (CMB) и покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD) при  $f = 0,1$  мм/об и  $d = 0,3$  мм соответственно. На рис. 4, б и 5, б графически представлена зависимость силы подачи и радиальной силы от величины подачи при  $V = 300$  м/мин и  $d = 0,3$  мм. На рис. 4, в и 5, в графически представлена зависимость силы подачи и радиальной силы резания от глубины резания для инструментов с покрытием PVD-AlTiN (C), покрытием PVD-AlTiN после микропескоструйной обработки (CMB) и покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD) при  $V = 300$  м/мин и  $f = 0,1$  мм/об соответственно.

Можно заметить, что силы подачи увеличиваются с увеличением подачи и глубины резания и незначительно зависят от скорости резания. Меньшие усилия подачи наблюдаются для инструментов с покрытием PVD-AlTiN (C) и более высокие усилия – для инструментов с покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD). Однако заметной разницы в силе подачи для инструментов с покрытием и инструментов с микропескоструйной обработкой не наблюдается. Можно заметить, что на радиальные силы незначительно влияют параметры резания. Большие радиальные силы наблюдаются для инструментов с покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD).

На рис. 6 и 7 показаны шероховатость поверхности и срок службы инструмента соответственно для инструментов с покрытием (C), с микропескоструйной обработкой (CMB) и MTCVD-покрытиями, варьирующиеся в за-

висимости от  $V = 300$  м/мин,  $f = 0,1$  мм/об и  $d = 0,3$  мм соответственно. Можно заметить, что шероховатость поверхности уменьшается с увеличением  $V$  (рис. 6, а) и возрастает с увеличением  $f$  (рис. 6, б) и  $d$  (рис. 6, в). Меньшую шероховатость поверхности можно наблюдать у инструментов с покрытием PVD-AlTiN (С), а более высокую шероховатость поверхности – у инструментов с покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD). На шероховатость поверхности существенно влияет подача, особенно для инструментов с покрытием MTCVD. Однако существенной разницы между инструментами с покрытием и инструментами, подвергнутыми микропескоструйной обработке, нет.

При изменении параметров можно наблюдать снижение срока службы инструмента. Скорость резания оказывает наибольшее влияние на срок службы инструмента, за ней следуют подача и глубина резания. Самый высокий срок службы наблюдается у инструментов с MTCVD-покрытиями, за ними следуют инструменты с микропескоструйной обработкой и инструменты с износостойким покрытием. Это можно объяснить более толстым покрытием, средняя толщина которого составляет 22 мкм, по сравнению с более тонким покрытием со средней толщиной 3 мкм. Кроме того, слой покрытия Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> способствует увеличению срока службы инструмента за счет образования защитного слоя оксида алюминия на инструменте с покрытием (С) во время обработки, который защищает инструмент от окисления и потери режущих элементов из инструмента. В свою очередь, слой покрытия TiCN обеспечивал более высокую адгезию между покрытием и основным материалом.

### Многокритериальная оптимизация

Исследователи предприняли несколько попыток оптимизировать параметры процесса токарной обработки. Однако ограниченные исследования оптимизировали токарную обработку стали AISI 304 с использованием инструментов с покрытием PVD-AlTiN (С), покрытием PVD-AlTiN после микропескоструйной обработки (СМВ) и покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD). В исследовании применялся метод предпочтительного использования для оптимизации параметров токарной обработки с целью достижения минимальных сил резания, шероховатости

поверхности и максимального срока службы инструмента. Согласно уравнению (16) каждая переменная отклика  $R_i$  преобразуется в функцию предпочтительного использования  $D_i$ , а уравнение (17) преобразует оптимизацию переменных множественного ответа в оптимизацию одной функции предпочтительного использования ( $D_M$ ):

$$D_i = \left\{ \begin{array}{l} 0,1 \text{ if } R_i \leq R_{\min} \\ \frac{R_i - R_{\min}}{R_{\max} - R_{\min}} \text{ if } R_{\min} \leq R_i \leq R_{\max} \\ 1,0 \text{ if } R_i \geq R_{\max} \end{array} \right\}; \quad (16)$$

$$D_M = (D_1 \times D_2 \times D_3 \times \dots \times D_n)^{1/n}. \quad (17)$$

Переменные процесса и различные возможные функции отклика показаны в табл. 7.

Одностороннее преобразование используется для преобразования каждого ответа  $R_i$  в соответствующий ему  $D_i$  [23, 24]. Путем подстановки всех мыслимых комбинаций и перестановок параметров резания (около 10 000 точек данных) в разработанные математические модели, попадающие в пределы параметров, которые выбраны в настоящем исследовании, были получены минимальные и максимальные пределы функций отклика. Одностороннее преобразование для различных откликов для инструментов с покрытием PVD-AlTiN (С), покрытием PVD-AlTiN с микропескоструйной обработкой (СМВ) и покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD) можно представить с учетом нижнего и верхнего пределов соответствующих откликов.

Односторонняя трансформация для различных откликов для инструментов с покрытием PVD-AlTiN (С) (уравнения 18–22), инструментов с покрытием PVD-AlTiN с микропескоструйной обработкой (СМВ) (уравнения 23–27) и инструментов с покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD) (уравнения 28–32) приведены в табл. 8, 9 и 10 соответственно.

Для каждого уровня независимых параметров  $DF_c$ ,  $DF_f$ ,  $DF_r$ ,  $DR_a$  и  $D_T$  рассчитывались по формулам (18–22) для инструментов с покрытием PVD-AlTiN, по формулам (23–27) для инструментов с покрытием PVD-AlTiN с микропескоструйной обработкой (СМВ) и по формулам (28–32) для инструментов с покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Затем была рассчитана единственная функция предпочтительного использования  $D_M$  путем под-

**Переменные процесса и диапазон функций реагирования**  
**Process variables and the range of response functions**

Переменные процесса и отклики	Задача	Инструмент с покрытием PVD-AlTiN (C)		Инструмент с покрытием PVD-AlTiN после микропескоструйной обработки (СМВ)		Инструмент с покрытием MTCVD-TiCN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (MTCVD)	
		Минимальный предел	Максимальный предел	Минимальный предел	Максимальный предел	Минимальный предел	Максимальный предел
Скорость резания $V$ , м/мин	В диапазоне	200	400	200	400	200	400
Подача $f$ , мм/об	В диапазоне	0,05	0,15	0,05	0,15	0,05	0,15
Глубина резания $d$ , мм	В диапазоне	0,1	0,5	0,1	0,5	0,1	0,5
Сила резания $F_c$ , Н	Минимизировать	24,5	128,3	11,9	209,9	15,1	220,4
Сила подачи $F_f$ , Н	Минимизировать	8,7	71,1	11,7	69,9	13,3	78,3
Радиальная сила $F_r$ , Н	Минимизировать	7,8	21	7,7	30,4	14	34,6
Шероховатость поверхности $R_a$ , мкм	Минимизировать	0,20	1,46	0,21	1,47	0,24	1,59
Срок службы инструмента $T$ , мин	Максимизировать	5,82	37,7	6,7	40,3	8,5	51,1

становки  $DF_c$ ,  $DF_f$ ,  $DF_r$ ,  $DR_a$  и  $D_T$  в уравнение (17). Оптимальный параметр выбирался исходя из решения с наибольшей желательностью  $D_M$

В настоящем исследовании выбрано семейство оптимальных решений, имеющих единственную функцию желательности  $D_M$  выше 0,9, которые показаны в табл. 11–13 для инструментов с покрытиями PVD-AlTiN (C), PVD-AlTiN с микропескоструйной обработкой (СМВ) и MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD) соответственно.

В настоящем исследовании оптимальными параметрами при использовании инструментов с покрытием PVD-AlTiN (C) и покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> оказались  $V = 200...290$  м/мин,  $f = 0,05...0,055$  мм/об и  $d = 0,1...0,12$  мм. Однако  $V = 200...320$  м/мин,  $f = 0,05...0,055$  мм/об и  $d = 0,1...0,12$  мм соответственно являются оптимальными условиями

резания при использовании инструментов с покрытием PVD-AlTiN с микропескоструйной обработкой (СМВ). Исследование по оптимизации показывает, что при точении нержавеющей стали AISI 304 инструментами с покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> силы резания составляют 18–27 Н, минимальная шероховатость поверхности – 0,3–0,44 мкм, а срок службы инструмента – более 36–51 мин. Исследование по оптимизации показывает, что по сравнению с инструментами с покрытиями PVD-AlTiN (C) и PVD-AlTiN с микропескоструйной обработкой (СМВ) при точении нержавеющей стали AISI 304 инструментами с покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> силы резания существенно меньше и составляют 18–27 Н, а минимальная шероховатость поверхности достигает уровня 0,3–0,44 мкм, при этом стойкость инструмента увеличивается до 36–51 мин.

**Одностороннее преобразование для инструмента с покрытием PVD-AlTiN (C)**  
**One-sided transformation for PVD-AlTiN coated (C) tools**

Приемлемость силы резания, $DF_c$ (ур. 18)	Приемлемость силы подачи $DF_f$ (ур. 19)
$DF_c = \left\{ \begin{array}{l} 0, F_c \geq 128,3 \\ \frac{F_{c_{\max}} - F_{c_i}}{F_{c_{\max}} - F_{c_{\min}}}, F_{c_{\min}} \leq F_{c_i} \leq F_{c_{\max}} \\ 1, F_c \leq 24,5 \end{array} \right\}$	$DF_f = \left\{ \begin{array}{l} 0, F_f \geq 71,1 \\ \frac{F_{f_{\max}} - F_{f_i}}{F_{f_{\max}} - F_{f_{\min}}}, F_{f_{\min}} \leq F_{f_i} \leq F_{f_{\max}} \\ 1, F_f \leq 8,7 \end{array} \right\}$
Приемлемость радиальной силы $DF_r$ (ур. 20)	Приемлемость шероховатости поверхности $DR_a$ (ур. 21)
$DF_r = \left\{ \begin{array}{l} 0, F_r \geq 21 \\ \frac{F_{r_{\max}} - F_{r_i}}{F_{r_{\max}} - F_{r_{\min}}}, F_{r_{\min}} \leq F_{r_i} \leq F_{r_{\max}} \\ 1, F_r \leq 7,8 \end{array} \right\}$	$DR_a = \left\{ \begin{array}{l} 0, R_a \geq 1,46 \\ \frac{R_{a_{\max}} - R_{a_i}}{R_{a_{\max}} - R_{a_{\min}}}, R_{a_{\min}} \leq R_{a_i} \leq R_{a_{\max}} \\ 1, R_a \leq 0,2 \end{array} \right\}$
Приемлемость срока службы инструмента $D_T$ (ур. 22)	
$D_T = \left\{ \begin{array}{l} 0, T \leq 5,82 \\ \frac{T_i - T_{\min}}{T_{\max} - T_{\min}}, T_{\min} \leq T_i \leq T_{\max} \\ 1, T \geq 37,7 \end{array} \right\}$	

**Одностороннее преобразование для инструмента с покрытием PVD-AlTiN после  
микропескоструйной обработки (CMB)**

**One-sided transformation for PVD-AlTiN coated-microblasted (CMB) tools**

Приемлемость силы резания, $DF_c$ (ур. 23)	Приемлемость силы подачи $DF_f$ (ур. 24)
$DF_c = \left\{ \begin{array}{l} 0, F_c \geq 209,9 \\ \frac{F_{c_{\max}} - F_{c_i}}{F_{c_{\max}} - F_{c_{\min}}}, F_{c_{\min}} \leq F_{c_i} \leq F_{c_{\max}} \\ 1, F_c \leq 11,9 \end{array} \right\}$	$DF_f = \left\{ \begin{array}{l} 0, F_f \geq 69,9 \\ \frac{F_{f_{\max}} - F_{f_i}}{F_{f_{\max}} - F_{f_{\min}}}, F_{f_{\min}} \leq F_{f_i} \leq F_{f_{\max}} \\ 1, F_f \leq 11,7 \end{array} \right\}$
Приемлемость радиальной силы $DF_r$ (ур. 25)	Приемлемость шероховатости поверхности $DR_a$ (ур. 26)
$DF_r = \left\{ \begin{array}{l} 0, F_r \geq 30,4 \\ \frac{F_{r_{\max}} - F_{r_i}}{F_{r_{\max}} - F_{r_{\min}}}, F_{r_{\min}} \leq F_{r_i} \leq F_{r_{\max}} \\ 1, F_r \leq 7,7 \end{array} \right\}$	$DR_a = \left\{ \begin{array}{l} 0, R_a \geq 1,47 \\ \frac{R_{a_{\max}} - R_{a_i}}{R_{a_{\max}} - R_{a_{\min}}}, R_{a_{\min}} \leq R_{a_i} \leq R_{a_{\max}} \\ 1, R_a \leq 0,21 \end{array} \right\}$
Приемлемость срока службы инструмента $D_T$ (ур. 27)	
$D_T = \left\{ \begin{array}{l} 0, T \leq 6,7 \\ \frac{T_i - T_{\min}}{T_{\max} - T_{\min}}, T_{\min} \leq T_i \leq T_{\max} \\ 1, T \geq 40,3 \end{array} \right\}$	

Таблица 10

Table 10

**Одностороннее преобразование для инструмента с покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD)  
One-sided transformation for MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coated tools**

Приемлемость силы резания, $DF_c$ (ур. 28)	Приемлемость силы подачи $DF_f$ (ур. 29)
$DF_c = \left\{ \begin{array}{l} 0, F_c \geq 220,4 \\ \frac{F_{c_{\max}} - F_{c_i}}{F_{c_{\max}} - F_{c_{\min}}}, F_{c_{\min}} \leq F_{c_i} \leq F_{c_{\max}} \\ 1, F_c \leq 15,1 \end{array} \right\}$	$DF_f = \left\{ \begin{array}{l} 0, F_f \geq 78,3 \\ \frac{F_{f_{\max}} - F_{f_i}}{F_{f_{\max}} - F_{f_{\min}}}, F_{f_{\min}} \leq F_{f_i} \leq F_{f_{\max}} \\ 1, F_f \leq 13,3 \end{array} \right\}$
Приемлемость радиальной силы $DF_r$ (ур. 30)	Приемлемость шероховатости поверхности $DR_a$ (ур. 31)
$DF_r = \left\{ \begin{array}{l} 0, F_r \geq 34,6 \\ \frac{F_{r_{\max}} - F_{r_i}}{F_{r_{\max}} - F_{r_{\min}}}, F_{r_{\min}} \leq F_{r_i} \leq F_{r_{\max}} \\ 1, F_r \leq 14 \end{array} \right\}$	$DR_a = \left\{ \begin{array}{l} 0, R_a \geq 1,59 \\ \frac{R_{a_{\max}} - R_{a_i}}{R_{a_{\max}} - R_{a_{\min}}}, R_{a_{\min}} \leq R_{a_i} \leq R_{a_{\max}} \\ 1, R_a \leq 0,24 \end{array} \right\}$
Приемлемость срока службы инструмента $D_T$ (ур. 32)	
$D_T = \left\{ \begin{array}{l} 0, T \leq 8,5 \\ \frac{T_i - T_{\min}}{T_{\max} - T_{\min}}, T_{\min} \leq T_i \leq T_{\max} \\ 1, T \geq 51,1 \end{array} \right\}$	

Таблица 11

Table 11

**Семейство оптимальных решений [ $V$  (м/мин),  $f$  (мм/об),  $d$  (мм)] для инструмента  
с покрытием PVD-AlTiN (C)**

**Family of optimal solutions [ $V$  (m/min),  $f$  (mm/rev),  $d$  (mm)] for PVD-AlTiN coated (C) tools**

Оптимальные параметры	Оптимальные значения					Приемлемость					Единая приемлемость
	$F_c$ , Н	$F_f$ , Н	$F_r$ , Н	$R_a$ , мкм	$T$ , мин	$DF_c$	$DF_f$	$DF_r$	$DR_a$	$D_T$	
[200, 0,05, 0,1]	28,15	10,82	8,96	0,38	37,70	0,97	0,97	0,92	0,86	1,00	0,94
[210, 0,05, 0,1]	27,88	10,65	8,87	0,36	36,16	0,97	0,97	0,92	0,87	0,95	0,94
[220, 0,05, 0,1]	27,63	10,49	8,79	0,35	34,76	0,97	0,97	0,93	0,89	0,91	0,93
[230, 0,05, 0,1]	27,39	10,34	8,72	0,33	33,46	0,97	0,97	0,93	0,90	0,87	0,93
[240, 0,05, 0,1]	27,17	10,20	8,65	0,32	32,27	0,98	0,98	0,94	0,91	0,83	0,92
[250, 0,05, 0,1]	26,95	10,07	8,58	0,31	31,17	0,98	0,98	0,94	0,92	0,79	0,92
[260, 0,05, 0,1]	26,75	9,94	8,52	0,30	30,14	0,98	0,98	0,95	0,92	0,76	0,91
[270, 0,05, 0,1]	26,55	9,83	8,46	0,29	29,19	0,98	0,98	0,95	0,93	0,73	0,91
[280, 0,05, 0,1]	26,36	9,71	8,40	0,28	28,29	0,98	0,98	0,96	0,94	0,70	0,91
[290, 0,05, 0,1]	26,18	9,60	8,34	0,27	27,46	0,98	0,98	0,96	0,95	0,68	0,90
[200, 0,055, 0,1]	29,32	11,80	9,18	0,40	35,54	0,95	0,95	0,90	0,85	0,93	0,92
[210, 0,055, 0,1]	29,04	11,62	9,10	0,38	34,09	0,96	0,95	0,90	0,86	0,89	0,91
[220, 0,055, 0,1]	28,78	11,45	9,02	0,36	32,77	0,96	0,96	0,91	0,87	0,85	0,91
[230, 0,055, 0,1]	28,53	11,28	8,94	0,35	31,55	0,96	0,96	0,92	0,88	0,81	0,90

Семейство оптимальных решений [ $V$  (м/мин),  $f$  (мм/об),  $d$  (мм)] для инструмента с покрытием PVD-AlTiN после микропескоструйной обработки (CMB)

Family of optimal solutions [ $V$  (m/min),  $f$  (mm/rev),  $d$  (mm)] for PVD-AlTiN coated-microblasted (CMB) tools

Оптимальные параметры	Оптимальные значения					Приемлемость					Единая приемлемость
	$F_c$ , Н	$F_f$ , Н	$F_r$ , Н	$R_a$ , мкм	$T$ , мин	$DF_c$	$DF_f$	$DF_r$	$DR_a$	$D_T$	
[200, 0,05, 0,1]	17,60	14,70	8,71	0,39	40,36	0,97	0,95	0,96	0,86	1,00	0,95
[210, 0,05, 0,1]	17,12	14,47	8,64	0,37	38,90	0,97	0,95	0,96	0,87	0,96	0,94
[220, 0,05, 0,1]	16,68	14,25	8,57	0,36	37,56	0,98	0,96	0,96	0,89	0,92	0,94
[230, 0,05, 0,1]	16,27	14,04	8,51	0,34	36,32	0,98	0,96	0,97	0,90	0,88	0,94
[240, 0,05, 0,1]	15,89	13,84	8,45	0,33	35,17	0,98	0,96	0,97	0,91	0,85	0,93
[250, 0,05, 0,1]	15,53	13,65	8,39	0,32	34,10	0,98	0,97	0,97	0,91	0,81	0,93
[260, 0,05, 0,1]	15,19	13,47	8,33	0,31	33,11	0,98	0,97	0,97	0,92	0,78	0,92
[270, 0,05, 0,1]	14,88	13,31	8,28	0,30	32,18	0,99	0,97	0,98	0,93	0,76	0,92
[200, 0,055, 0,1]	19,03	15,85	9,35	0,41	37,94	0,96	0,93	0,93	0,84	0,93	0,92
[280, 0,05, 0,1]	14,58	13,15	8,23	0,29	31,31	0,99	0,97	0,98	0,94	0,73	0,92
[210, 0,055, 0,1]	18,52	15,59	9,27	0,39	36,57	0,97	0,93	0,93	0,86	0,89	0,91
[200, 0,055, 0,12]	21,04	15,91	9,16	0,42	37,88	0,95	0,93	0,94	0,83	0,93	0,91
[290, 0,05, 0,1]	14,30	12,99	8,18	0,28	30,49	0,99	0,98	0,98	0,95	0,71	0,91
[210, 0,05, 0,12]	20,47	15,65	9,08	0,40	36,51	0,96	0,93	0,94	0,85	0,89	0,91
[220, 0,055, 0,1]	18,04	15,35	9,20	0,38	35,31	0,97	0,94	0,94	0,87	0,85	0,91
[300, 0,05, 0,1]	14,03	12,85	8,13	0,27	29,72	0,99	0,98	0,98	0,95	0,68	0,91
[220, 0,05, 0,12]	19,95	15,41	9,01	0,39	35,25	0,96	0,94	0,94	0,86	0,85	0,91
[230, 0,055, 0,1]	17,60	15,13	9,13	0,36	34,15	0,97	0,94	0,94	0,88	0,82	0,91
[310, 0,05, 0,1]	13,77	12,71	8,09	0,27	28,99	0,99	0,98	0,98	0,96	0,66	0,91
[230, 0,05, 0,12]	19,46	15,19	8,94	0,37	34,08	0,96	0,94	0,95	0,87	0,81	0,90
[240, 0,055, 0,1]	17,18	14,92	9,06	0,35	33,07	0,97	0,94	0,94	0,89	0,78	0,90
[320, 0,05, 0,1]	13,53	12,57	8,04	0,26	28,31	0,99	0,98	0,99	0,96	0,64	0,90
[240, 0,05, 0,12]	19,00	14,97	8,88	0,36	33,01	0,96	0,94	0,95	0,88	0,78	0,90
[250, 0,055, 0,1]	16,80	14,71	9,00	0,34	32,06	0,98	0,95	0,94	0,90	0,75	0,90

Проверочные эксперименты проводились при оптимальных условиях резания для различных инструментов, рассматриваемых в настоящем исследовании. В табл. 14 показано, что прогнозируемые результаты сил резания при оптимальных условиях резания для различных инструментов с использованием разработанных математических моделей хорошо согласуются с экспериментальными результатами. Погрешность прогнозируемых и экспериментальных результатов составляет менее 15 % для сил резания и менее 10 % для шероховатости поверхности и стойкости инструмента. Это доказывает,

что в диапазоне выбранных параметров и с использованием различных инструментов, принятых во внимание в данном исследовании, разработанная модель может быть использована для точного прогнозирования откликов при точении стали AISI 304.

В настоящем исследовании настоятельно рекомендуются инструменты с покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> для чистовой обработки нержавеющей стали AISI 304 при скорости  $V = 200...290$  м/мин и более низких значениях  $f$  и  $d$ . В этом исследовании не рассматривалось влияние износа инструмента на силы резания

**Семейство оптимальных решений [ $V$  (м/мин),  $f$  (мм/об),  $d$  (мм)] для инструмента с покрытием  
MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD)**

**Family of optimal solutions [ $V$  (m/min),  $f$  (mm/rev),  $d$  (mm)] for MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coated tools**

Оптимальные параметры	Оптимальные значения					Приемлемость					Единая приемлемость
	$F_c$ , Н	$F_p$ , Н	$F_{r'}$ , Н	$R_a$ , мкм	$T$ , мин	$DF_c$	$DF_f$	$DF_r$	$DR_a$	$D_T$	
[200, 0,05, 0,1]	21,20	14,23	15,48	0,37	51,14	0,97	0,99	0,93	0,91	1,00	0,96
[210, 0,05, 0,1]	20,70	14,17	15,37	0,36	48,90	0,97	0,99	0,93	0,92	0,95	0,95
[220, 0,05, 0,1]	20,24	14,11	15,27	0,35	46,86	0,98	0,99	0,94	0,92	0,90	0,94
[230, 0,05, 0,1]	19,81	14,05	15,17	0,34	44,98	0,98	0,99	0,94	0,93	0,86	0,94
[240, 0,05, 0,1]	19,40	13,99	15,08	0,33	43,26	0,98	0,99	0,95	0,94	0,82	0,93
[200, 0,05, 0,12]	24,61	15,49	15,70	0,41	48,20	0,95	0,97	0,92	0,88	0,93	0,93
[200, 0,055, 0,1]	23,17	15,47	16,42	0,39	48,39	0,96	0,97	0,88	0,89	0,94	0,93
[250, 0,05, 0,1]	19,02	13,94	14,99	0,32	41,67	0,98	0,99	0,95	0,94	0,78	0,93
[210, 0,05, 0,12]	24,03	15,42	15,59	0,40	46,09	0,96	0,97	0,92	0,89	0,88	0,92
[210, 0,055, 0,1]	22,62	15,40	16,30	0,38	46,27	0,96	0,97	0,89	0,90	0,89	0,92
[260, 0,05, 0,1]	18,66	13,89	14,91	0,32	40,20	0,98	0,99	0,96	0,95	0,74	0,92
[220, 0,05, 0,12]	23,50	15,35	15,49	0,39	44,17	0,96	0,97	0,93	0,90	0,84	0,92
[220, 0,055, 0,1]	22,12	15,33	16,20	0,37	44,34	0,97	0,97	0,89	0,91	0,84	0,91
[270, 0,05, 0,1]	18,33	13,84	14,83	0,31	38,83	0,98	0,99	0,96	0,95	0,71	0,91
[230, 0,05, 0,12]	23,00	15,29	15,39	0,38	42,40	0,96	0,97	0,93	0,90	0,80	0,91
[230, 0,055, 0,1]	21,65	15,27	16,09	0,36	42,57	0,97	0,97	0,90	0,92	0,80	0,91
[280, 0,05, 0,1]	18,00	13,79	14,76	0,30	37,56	0,99	0,99	0,96	0,96	0,68	0,91
[240, 0,05, 0,12]	22,53	15,23	15,30	0,37	40,78	0,96	0,97	0,94	0,91	0,76	0,90
[200, 0,05, 0,14]	27,92	16,63	15,89	0,44	45,85	0,94	0,95	0,91	0,85	0,88	0,90
[240, 0,055, 0,1]	21,20	15,21	16,00	0,35	40,94	0,97	0,97	0,90	0,92	0,76	0,90
[290, 0,05, 0,1]	17,70	13,75	14,68	0,30	36,37	0,99	0,99	0,97	0,96	0,65	0,90

и были найдены возможности для моделирования сил с учетом эффекта износа инструмента при точении стали AISI 304 инструментами с покрытием, обработанными по-разному до и после.

### Заключение

В настоящем исследовании были оценены характеристики сухой токарной обработки нержавеющей стали AISI 304 инструментами с однослойным покрытием PVD-AlTiN (С), покрытием PVD-AlTiN с микропескоструйной обработкой (СМВ) и покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (MTCVD). На основании исследования можно сделать следующие выводы.

- Инструменты с покрытием PVD-AlTiN обеспечивают самые низкие силы резания

и шероховатость поверхности, за ними следуют инструменты с покрытием PVD-AlTiN с микропескоструйной обработкой, а также инструменты с покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Однако эти различия для инструментов с покрытиями PVD-AlTiN (С) и PVD-AlTiN с микропескоструйной обработкой (СМВ) незначительны.

- Силы резания уменьшились с изменением параметров резания. Однако этот эффект был существенным для инструментов с покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. С другой стороны, более высокая стойкость инструмента наблюдалась у инструментов с покрытием MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, за которыми следовали инструменты с покрытиями PVD-AlTiN и PVD-AlTiN с микропескоструйной обработкой.

**Проверочная экспериментальная матрица при оптимальных параметрах [ $V$  (м/мин),  $f$  (мм/об),  $d$  (мм)]**  
**Validatory experimental matrix at optimum parameters [ $V$  (m/min),  $f$  (mm/rev),  $d$  (mm)]**

Оптимальные параметры	Тип инструмента	Результаты моделирования (ур. 11–13)					Результаты эксперимента				
		$F_c$ , Н	$F_f$ , Н	$F_r$ , Н	$R_a$ , мкм	$T$ , мин	$F_c$ , Н	$F_f$ , Н	$F_r$ , Н	$R_a$ , мкм	$T$ , мин
[230, 0,055, 0,1]	С	28,53	11,28	8,94	0,35	31,55	29	11	11	0,39	34
[200, 0,05, 0,1]	С	28,15	10,82	8,96	0,38	37,70	33	14	10	0,33	36
[250, 0,055, 0,1]	СМВ	16,80	14,71	9,00	0,34	32,06	21	18	11	0,29	27
[200, 0,15, 0,2]	СМВ	17,60	14,70	8,71	0,39	40,36	21	17	12	0,36	36
[290, 0,05, 0,1]	МТСVD	17,70	13,75	14,68	0,30	36,37	23	16	16	0,33	33
[200, 0,05, 0,1]	МТСVD	21,20	14,23	15,48	0,37	51,14	24	19	17	0,39	47

• Коэффициенты корреляции для разработанных моделей (выше 0,9) показали, что разработанные модели могут быть надежно использованы для прогнозирования изученных откликов при точении стали AISI 304 в диапазоне параметров, рассматриваемых в данном исследовании.

• Исследование по оптимизации показало, что при токарной обработке стали AISI 304 инструментами с покрытием МТСVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> возникают меньшие силы резания (18–27 Н), обеспечивается минимальная шероховатость поверхности (0,3–0,44 мкм) и наблюдается больший срок службы инструмента (36–51 мин) по сравнению с инструментами с покрытиями PVD-AlTiN (С) и PVD-AlTiN с микропескоструйной обработкой (СМВ).

• В настоящем исследовании настоятельно рекомендуются инструменты с покрытием МТСVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> для чистовой обработки нержавеющей стали AISI 304 при скорости  $V=200\dots290$  м/мин и более низких значениях  $f$  и  $d$ .

### Список литературы

1. A study on major factors influencing dry cutting temperature of AISI 304 stainless steel / H.B. He, H.Y. Li, J. Yang, X.Y. Zhang, Q.B. Yue, X. Jiang, S.K. Lyu // International Journal of Precision Engineering and Manufacturing. – 2017. – Vol. 18. – P. 1387–1392. – DOI: 10.1007/s12541-017-0165-6.

2. Multi-objective optimization of cutting parameters in CNC turning of stainless steel 304 with TiAlN nano coated tool / V.D.P. Rao, S.R.M. Ali, S.M.S. Ali,

V.N. Geethika // Materials Today: Proceedings. – 2018. – Vol. 5 (12). – P. 25789–25797. – DOI: 10.1016/j.matpr.2018.06.571.

3. Kulkarni A., Sargade V., More C. Machinability investigation of AISI 304 austenitic stainless steels using multilayer AlTiN/TiAlN coated carbide inserts // Procedia Manufacturing. – 2018. – Vol. 20. – P. 548–553. – DOI: 10.1016/j.promfg.2018.02.082.

4. Estimation and optimization of flank wear and tool lifespan in finish turning of AISI 304 stainless steel using desirability function approach / L. Bouzid, S. Berkani, M. Yallese, F. Girardin, T. Mabrouki // International Journal of Industrial Engineering Computations. – 2018. – Vol. 9 (3). – P. 349–368. – DOI: 10.5267/j.ijiec.2017.8.002.

5. Sharma N., Gupta K. Influence of coated and uncoated carbide tools on tool wear and surface quality during dry machining of stainless steel 304 // Materials Research Express. – 2019. – Vol. 6 (8). – P. 086585. – DOI: 10.1088/2053-1591/ab1e59.

6. Influence of secondary carbides on microstructure, wear mechanism, and tool performance for different cermet grades during high-speed dry finish turning of AISI 304 stainless steel / U.S. Patel, S.K. Rawal, A.F.M. Arif, S.C. Veldhuis // Wear. – 2020. – Vol. 452. – P. 203285. – DOI: 10.1016/j.wear.2020.203285.

7. Dubovska R., Majerik J., Chochlikova H. Investigation of durability  $T = f(v_c)$  in turning of the AISI 304 austenitic stainless steel using the CNMG 120408 coated carbide insert // Advanced Materials Research. – 2014. – Vol. 941. – P. 1633–1643. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.941-944.1633.

8. Measurement of machining forces and surface roughness in turning of AISI 304 steel using alumina-MWCNT hybrid nanoparticles enriched cutting fluid /

- A.K. Sharma, A.K. Tiwari, A.R. Dixit, R.K. Singh // Measurement. – 2020. – Vol. 150. – P. 107078. – DOI: 10.1016/j.measurement.2019.107078.
9. Optimization of cutting parameters in CNC turning of stainless steel 304 with TiAlN nano coated carbide cutting tool / V.D.P. Rao, N. Harsha, N.R. Ram, V.N. Geethika // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol. 310 (1). – P. 012109. – DOI: 10.1088/1757-899X/310/1/012109.
10. Optimizing the multiattribute characteristics of CrWN hard film tool in turning AISI 304 stainless steel / K.T. Chen, C.C. Hu, C.Y. Hsu, C.C. Tsao, P.D. Hong // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2020. – Vol. 29. – P. 2506–2513. – DOI: 10.1007/s11665-020-04732-x.
11. Performance studies on cryogenic treated carbide cutting tool for turning of AISI304 steel / N. Patil, K. Gopalakrishna, B. Sangmesh, K. Sudhakar, G.C. Vijaykumar // Journal of Mechanical Engineering and Sciences. – 2018. – Vol. 12 (3). – P. 3927–3941. – DOI: 10.15282/jmes.12.3.2018.12.0343.
12. Multi-response optimization in environment friendly turning of AISI 304 austenitic stainless steel / T. Singh, J.S. Dureja, M. Dogra, M.S. Bhatti // Multidiscipline Modeling in Materials and Structures. – 2019. – Vol. 15 (3). – P. 538–558. – DOI: 10.1108/MMMS-07-2018-0139.
13. The influence of cutting speed variation in turning of AISI 304 materials on wear and tool life coated carbide cutting tools / S. Lubis, Rosehan, S. Darmawan, Adiando, R. Malik // International Journal of Mechanical Engineering and Technology. – 2019. – Vol. 10 (6). – P. 203–210.
14. Wear performance of surface treated drills in high-speed drilling of AISI 304 stainless steel / S.A. Khan, S. Shamail, S. Anwar, A. Hussain, S. Ahmad, M. Saleh // Journal of Manufacturing Processes. – 2020. – Vol. 58. – P. 223–235. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.08.022.
15. Bedi S.S., Behera G.C., Datta S. Effects of cutting speed on MQL machining performance of AISI 304 stainless steel using uncoated carbide insert: application potential of coconut oil and rice bran oil as cutting fluids // Arabian Journal for Science and Engineering. – 2020. – Vol. 45. – P. 8877–8893. – DOI: 10.1007/s13369-020-04554-y.
16. Optimization on the turning process parameters of SS 304 using Taguchi and TOPSIS / N.J. Rathod, M.K. Chopra, P.K. Chaurasiya, U.S. Vidhate, A. Dasore // Annals of Data Science. – 2023. – Vol. 10. – P. 1405–1419. – DOI: 10.1007/s40745-021-00369-2.
17. A comparative study on different textured and untextured tools performance in turning process / P. Sivaiah, M. Revantha Kumar, S. Bala Subramanyam, K.L.V. Prasad // Materials and Manufacturing Processes. – 2021. – Vol. 36 (8). – P. 926–935. – DOI: 10.1080/10426914.2020.1866201.
18. Sustainable hard machining of AISI 304 stainless steel through TiAlN, AlTiN, and TiAlSiN coating and multi-criteria decision making using grey fuzzy coupled taguchi method / C. Moganapriya, R. Rajasekar, R. Santhosh, S. Saran, S. Santhosh, V.K. Gobinath, P.S. Kumar // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2022. – Vol. 31 (9). – P. 7302–7314. – DOI: 10.1007/s11665-022-06751-2.
19. Influence of cutting speed on dry machinability of AISI 304 stainless steel / S.S. Bedi, S.P. Sahoo, B. Vikas, S. Datta // Materials Today: Proceedings. – 2021. – Vol. 38. – P. 2174–2180. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.05.554.
20. Analysis of cutting temperature during turning of SS 304 using uncoated and PVD coated carbide inserts / A. Kulkarni, N. Ambhore, A. Deshpande, P. Anerao, S. Chinchankar // Materials Today: Proceedings. – 2022. – Vol. 68. – P. 2569–2573. – DOI: 10.1016/j.matpr.2022.09.417.
21. Performance evaluations of Ti-based PVD coatings deposited on cermet tools for high-speed dry finish turning of AISI 304 stainless steel / U. Patel, S. Rawal, B. Bose, A.F.M. Arif, S. Veldhuis // Wear. – 2022. – Vol. 492. – P. 204214. – DOI: 10.1016/j.wear.2021.204214.
22. Özbek N.A., Karadag M.İ., Özbek O. Optimization of flank wear and surface roughness during turning of AISI 304 stainless steel using the Taguchi method // Materials Testing. – 2020. – Vol. 62 (9). – P. 957–961. – DOI: 10.3139/120.111571.
23. Gaikwad V.S., Chinchankar S. Mechanical behaviour of friction stir welded AA7075-T651 joints considering the effect of tool geometry and process parameters // Advances in Materials and Processing Technologies. – 2022. – Vol. 8 (4). – P. 3730–3748. – DOI: 10.1080/2374068X.2021.1976554.
24. Chinchankar S., Choudhury S.K. Effect of work material hardness and cutting parameters on performance of coated carbide tool when turning hardened steel: An optimization approach // Measurement. – 2013. – Vol. 46 (4). – P. 1572–1584. – DOI: 10.1016/j.measurement.2012.11.032.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

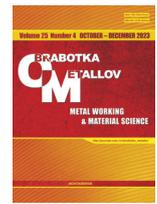
© 2023 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Performance modeling and multi-objective optimization during turning AISI 304 stainless steel using coated and coated-microblasted tools

Satish Chinchani<sup>a, \*</sup>, Mahendra Gadge<sup>b</sup>

Vishwakarma Institute of Information Technology, Survey No. 3/4, Kondhwa (Budruk), Pune - 411039, Maharashtra, India

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-4175-3098>,  [satish.chinchani@viit.ac.in](mailto:satish.chinchani@viit.ac.in); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-8603-8653>,  [Mahendra.gadge@viit.ac.in](mailto:Mahendra.gadge@viit.ac.in)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 15 August 2023

Revised: 05 September 2023

Accepted: 09 September 2023

Available online: 15 December 2023

#### Keywords:

AISI 304

Cutting force

Tool life

Coated tools

Surface roughness

Multi-objective optimization

### ABSTRACT

**Introduction.** High-speed machining of stainless steel has long been a focus of research. Due to characteristics such as low thermal conductivity and work hardening, AISI 304 is considered to be a difficult material to cut. Machinability indicators provide important information about the efficiency and effectiveness of the machining process, enabling manufacturers to optimize their operations for increased productivity and precision. **The purpose of the work.** Coated carbide tools are most often used for machining AISI 304 stainless steel. Few studies, meanwhile, have examined the effects of pre- and post-treated coated carbide tools when turning these alloys at high speeds. In addition, only a small number of studies have simultaneously optimized the cutting parameters while employing pre- and post-treated tools. **The methods of investigation.** The present work comparatively evaluates the performance of coated and coated-microblasted tools during the turning of AISI 304 stainless steel. The tools were PVD-AlTiN coated, PVD-AlTiN coated with microblasting as a post-treatment (coated-microblasted), and MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coated (MTCVD). The experimental-based mathematical models were developed to predict and optimize the turning performance. **Results and Discussion.** In this study, it is found that PVD-AlTiN coated tools have the lowest cutting forces and surface roughness, followed by PVD-AlTiN coated-microblasted and MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coated tools. However, there is no significant difference observed in these responses for coated and coated-microblasted tools. It is found that the cutting forces increased with feed and depth of cut while decreasing with cutting speed. However, this effect is significant for MTCVD-coated tools. On the other hand, higher tool life is observed with MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coated tools, followed by PVD AlTiN coated-microblasted and PVD-AlTiN coated tools. Tool life was largely affected by cutting speed. However, PVD-AlTiN coated tools exhibited this effect more noticeably. The models, with correlation coefficients found above 0.9, can be utilized to predict responses in turning AISI 304 stainless steel. The optimization study revealed that turning AISI 304 stainless steel with MTCVD-TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coated tools incurs lower cutting forces of 18–27 N, produces a minimum surface roughness of 0.3–0.44 μm, and has a better tool life of 36–51 min compared to PVD-AlTiN coated (C) and PVD-AlTiN coated-microblasted (CMB) tools.

**For citation:** Chinchani S., Gadge M.G. Performance modeling and multi-objective optimization during turning AISI 304 stainless steel using coated and coated-microblasted tools. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 117–135. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-117-135. (In Russian).

### References

1. He H.B., Li H.Y., Yang J., Zhang X.Y., Yue Q.B., Jiang X., Lyu S.K. A study on major factors influencing dry cutting temperature of AISI 304 stainless steel. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 2017, vol. 18, pp. 1387–1392. DOI: 10.1007/s12541-017-0165-6.
2. Rao V.D.P., Ali S.R.M., Ali S.M.S., Geethika V.N. Multi-objective optimization of cutting parameters in CNC turning of stainless steel 304 with TiAlN nano coated tool. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5 (12), pp. 25789–25797. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.06.571.
3. Kulkarni A., Sargade V., More C. Machinability investigation of AISI 304 austenitic stainless steels using multilayer AlTiN/TiAlN coated carbide inserts. *Procedia Manufacturing*, 2018, vol. 20, pp. 548–553. DOI: 10.1016/j.promfg.2018.02.082.

#### \* Corresponding author

Chinchani Satish, Ph.D. (Engineering), Professor

Vishwakarma Institute of Information Technology,

Pune - 411039, Maharashtra, India

Tel.: +91-2026950441, e-mail: [satish.chinchani@viit.ac.in](mailto:satish.chinchani@viit.ac.in)

4. Bouzid L., Berkani S., Yallese M., Girardin F., Mabrouki T. Estimation and optimization of flank wear and tool lifespan in finish turning of AISI 304 stainless steel using desirability function approach. *International Journal of Industrial Engineering Computations*, 2018, vol. 9 (3), pp. 349–368. DOI: 10.5267/j.ijiec.2017.8.002.
5. Sharma N., Gupta K. Influence of coated and uncoated carbide tools on tool wear and surface quality during dry machining of stainless steel 304. *Materials Research Express*, 2019, vol. 6 (8), p. 086585. DOI: 10.1088/2053-1591/ab1e59.
6. Patel U.S., Rawal S.K., Arif A.F.M., Veldhuis S.C. Influence of secondary carbides on microstructure, wear mechanism, and tool performance for different cermet grades during high-speed dry finish turning of AISI 304 stainless steel. *Wear*, 2020, vol. 452, p. 203285. DOI: 10.1016/j.wear.2020.203285.
7. Dubovska R., Majerik J., Chochlikova H. Investigation of durability  $T = f(v_c)$  in turning of the AISI 304 austenitic stainless steel using the CNMG 120408 coated carbide insert. *Advanced Materials Research*, 2014, vol. 941, pp. 1633–1643. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.941-944.1633.
8. Sharma A.K., Tiwari A.K., Dixit A.R., Singh R.K. Measurement of machining forces and surface roughness in turning of AISI 304 steel using alumina-MWCNT hybrid nanoparticles enriched cutting fluid. *Measurement*, 2020, vol. 150, p. 107078. DOI: 10.1016/j.measurement.2019.107078.
9. Rao V.D.P., Harsha N., Ram N.R., Geethika V.N. Optimization of cutting parameters in CNC turning of stainless steel 304 with TiAlN nano coated carbide cutting tool. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 310 (1), p. 012109. DOI: 10.1088/1757-899X/310/1/012109.
10. Chen K.T., Hu C.C., Hsu C.Y., Tsao C.C., Hong P.D. Optimizing the multiattribute characteristics of CrWN hard film tool in turning AISI 304 stainless steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2020, vol. 29, pp. 2506–2513. DOI: 10.1007/s11665-020-04732-x.
11. Patil N., Gopalakrishna K., Sangmesh B., Sudhakar K., Vijaykumar G.C. Performance studies on cryogenic treated carbide cutting tool for turning of AISI304 steel. *Journal of Mechanical Engineering and Sciences*, 2018, vol. 12 (3), pp. 3927–3941. DOI: 10.15282/jmes.12.3.2018.12.0343.
12. Singh T., Dureja J.S., Dogra M., Bhatti M.S. Multi-response optimization in environment friendly turning of AISI 304 austenitic stainless steel. *Multidiscipline Modeling in Materials and Structures*, 2019, vol. 15 (3), pp. 538–558. DOI: 10.1108/MMMS-07-2018-0139.
13. Lubis S., Rosehan, Darmawan S., Adiarto, Malik R. The influence of cutting speed variation in turning of AISI 304 materials on wear and tool life coated carbide cutting tools. *International Journal of Mechanical Engineering and Technology*, 2019, vol. 10 (6), pp. 203–210.
14. Khan S.A., Shamail S., Anwar S., Hussain A., Ahmad S., Saleh M. Wear performance of surface treated drills in high-speed drilling of AISI 304 stainless steel. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, vol. 58, pp. 223–235. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.08.022.
15. Bedi S.S., Behera G.C., Datta S. Effects of cutting speed on MQL machining performance of AISI 304 stainless steel using uncoated carbide insert: application potential of coconut oil and rice bran oil as cutting fluids. *Arabian Journal for Science and Engineering*, 2020, vol. 45, pp. 8877–8893. DOI: 10.1007/s13369-020-04554-y.
16. Rathod N.J., Chopra M.K., Chaurasiya P.K., Vidhate U.S., Dasore A. Optimization on the turning process parameters of SS 304 using Taguchi and TOPSIS. *Annals of Data Science*, 2023, vol. 10, pp. 1405–1419. DOI: 10.1007/s40745-021-00369-2.
17. Sivaiah P., Revantha Kumar M., Bala Subramanyam S., Prasad K.L.V. A comparative study on different textured and untextured tools performance in turning process. *Materials and Manufacturing Processes*, 2021, vol. 36 (8), pp. 926–935. DOI: 10.1080/10426914.2020.1866201.
18. Moganapriya C., Rajasekar R., Santhosh R., Saran S., Santhosh S., Gobinath V.K., Kumar P.S. Sustainable hard machining of AISI 304 stainless steel through TiAlN, AlTiN, and TiAlSiN coating and multi-criteria decision making using grey fuzzy coupled Taguchi method. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022, vol. 31 (9), pp. 7302–7314. DOI: 10.1007/s11665-022-06751-2.
19. Bedi S.S., Sahoo S.P., Vikas B., Datta S. Influence of cutting speed on dry machinability of AISI 304 stainless steel. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 38, pp. 2174–2180. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.05.554.
20. Kulkarni A., Ambhore N., Deshpande A., Anerao P., Chinchankar S. Analysis of cutting temperature during turning of SS 304 using uncoated and PVD coated carbide inserts. *Materials Today: Proceedings*, 2022, vol. 68, pp. 2569–2573. DOI: 10.1016/j.matpr.2022.09.417.
21. Patel U., Rawal S., Bose B., Arif A.F.M., Veldhuis S. Performance evaluations of Ti-based PVD coatings deposited on cermet tools for high-speed dry finish turning of AISI 304 stainless steel. *Wear*, 2022, vol. 492, p. 204214. DOI: 10.1016/j.wear.2021.204214.



22. Özbek N.A., Karadag M.İ., Özbek O. Optimization of flank wear and surface roughness during turning of AISI 304 stainless steel using the Taguchi method. *Materials Testing*, 2020, vol. 62 (9), pp. 957–961. DOI: 10.3139/120.111571.

23. Gaikwad V.S., Chinchani S. Mechanical behaviour of friction stir welded AA7075-T651 joints considering the effect of tool geometry and process parameters. *Advances in Materials and Processing Technologies*, 2022, vol. 8 (4), pp. 3730–3748. DOI: 10.1080/2374068X.2021.1976554.

24. Chinchani S., Choudhury S.K. Effect of work material hardness and cutting parameters on performance of coated carbide tool when turning hardened steel: An optimization approach. *Measurement*, 2013, vol. 46 (4), pp. 1572–1584. DOI: 10.1016/j.measurement.2012.11.032.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2023 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Точение стали AISI 52100 с наложением ультразвуковых колебаний: сравнительная оценка и моделирование с использованием анализа размерностей

Говинд Гуле<sup>1, a, \*</sup>, Сударшан Санап<sup>1, b</sup>, Сатиш Чинчаникар<sup>2, c</sup>

<sup>1</sup> Университет искусств, дизайна и технологий Массачусетского технологического института, Пуне - 412201, Махараштра, Индия

<sup>2</sup> Институт информационных технологий Вишвакармы, Кондва (Бадрек), Пуне - 411039, Махараштра, Индия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0003-4331-3501>, [govindghulemasterofengineering@gmail.com](mailto:govindghulemasterofengineering@gmail.com);

<sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-3788-0692>, [sudarshan.sanap@mituniversity.edu.in](mailto:sudarshan.sanap@mituniversity.edu.in);

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4175-3098>, [satish.chinchaniкар@viit.ac.in](mailto:satish.chinchaniкар@viit.ac.in)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.7

#### История статьи:

Поступила: 03 сентября 2023  
 Рецензирование: 17 сентября 2023  
 Принята к печати: 27 сентября 2023  
 Доступно онлайн: 15 декабря 2023

#### Ключевые слова:

Ультразвуковые колебания  
 Точение твердых материалов  
 Метод подобию  
 Теорема Бекингема  
 Износ режущего инструмента  
 Потребляемая электрическая мощность

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Прецизионная обработка твердых и хрупких материалов является достаточно сложной, в связи с чем были разработаны новые и надежные технологии, например, точение с наложением ультразвуковых колебаний (UVANT), обеспечивающее повышенные скорость съема материала, качество поверхности и срок службы инструмента. **Цель работы.** Точение твердых материалов с использованием экономичного твердосплавного инструмента с покрытием вместо дорогостоящих керамических и КБН-пластин до сих пор не получило широкого распространения из-за износа инструмента и ограничений обработки. Для достижения лучшей обрабатываемости твердых материалов группа исследователей предприняла попытку токарной обработки, используя твердосплавный инструмент с различными покрытиями, различные методы охлаждения и др. Тем не менее исследователями было предпринято мало попыток по ультразвуковому точению твердых материалов (UVANT). Более того, в открытой литературе редко сообщается о сравнительной оценке UVANT с использованием анализа размерностей. **Методы исследования.** В данном исследовании проводится сравнительная оценка износа инструмента и потребляемой электрической мощности во время традиционного точения (СТ) и ультразвукового точения твердых материалов (UVANT) из стали AISI 52100 (62 HRC) с использованием твердосплавного инструмента TiAlSiN с PVD-покрытием. Эксперименты проводились с различной скоростью резания, подачей и глубиной резания, при этом частота и амплитуда колебаний оставались постоянными на уровне 20 кГц и 20 мкм соответственно. Далее была разработана теоретическая модель для прогнозирования износа инструмента и потребляемой электрической мощности с использованием концепции анализа размерностей, т. е. л-теоремы Бекингема, учитывающей влияние скорости резания, частоты и амплитуды колебаний при постоянной подаче и глубине резания 0,085 мм/об и 0,4 мм соответственно. Безразмерные группы созданы для выявления сложных связей и оптимизации условий обработки. Износ инструмента и потребляемая электрическая мощность измерялись экспериментально и статистически анализировались с использованием л-теоремы Бекингема. **Результаты и обсуждение.** Благодаря использованию анализа размерностей удалось получить представление о процессе UVANT. Результаты показывают, что параметры ультразвуковых колебаний оказывают существенное влияние на износ инструмента и потребляемую электрическую мощность. Безразмерные группы представляют собой методическую основу для уточнения режимов обработки. Износ инструмента и потребляемая электрическая мощность возрастали с увеличением скорости резания, глубины резания и подачи. Однако этот эффект был более значимым при традиционном точении, чем при ультразвуковом точении твердых материалов. Потребление энергии возрастало с увеличением скорости резания, частоты и амплитуды колебаний. Однако увеличение потребляемой электрической мощности было более заметным при изменении скорости резания, чем при изменении частоты и амплитуды колебаний. Износ по задней поверхности возрастает с увеличением скорости резания и амплитуды колебаний и уменьшается с увеличением частоты колебаний. Это исследование способствует лучшему пониманию основной динамики UVANT, что поможет улучшить технологические процессы прецизионной обработки твердых материалов. В статье исследуется практическое значение этих открытий для прецизионной обработки твердых материалов.

**Для цитирования:** Гуле Г.С., Санап С., Чинчаникар С. Точение стали AISI 52100 с наложением ультразвуковых колебаний: сравнительная оценка и моделирование с использованием анализа размерностей // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 136–150. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-136-150.

### Введение

Точение твердых материалов с наложением ультразвуковых колебаний (UVANT) – это потенциальный метод обработки, который сочетает в себе преимущества традиционного точения

#### \*Адрес для переписки

Гуле Говинд С., магистр, доцент  
 Университет искусств, дизайна и технологий  
 Массачусетского технологического института,  
 Пуне - 412201, Махараштра, Индия  
 Тел.: +91-7020742258, e-mail: [govindghulemasterofengineering@gmail.com](mailto:govindghulemasterofengineering@gmail.com)

с использованием ультразвуковых колебаний для улучшения обрабатываемости твердых материалов. Широко используемая подшипниковая сталь AISI 52100 отличается высокой твердостью, износостойкостью и стабильностью размеров. Точение с наложением ультразвуковых колебаний (UVAT) продемонстрировало огромный потенциал для улучшения обрабатываемости таких твердых материалов, позволяя повысить скорость съема материала и целостность поверхности, а также снизить износ инструмента [1–3].

При использовании традиционного метода точения твердых материалов, к которым относится сталь AISI 52100, возникает ряд сложностей: увеличиваются силы резания, растет температура на границе между инструментом и заготовкой, инструмент быстрее изнашивается, что ухудшает шероховатость поверхности и точность размеров обрабатываемых деталей. Использование UVANT может решить эти проблемы за счет добавления высокочастотных ультразвуковых колебаний во время процесса токарной обработки.

Физика процесса UVANT предполагает распространение ультразвуковых колебаний через инструмент в заготовку, что приводит к микро-разрушению, снижению сил резания и улучшенному удалению стружки. Такое динамическое воздействие на процесс резания изменяет механизм удаления материала и влияет на взаимодействие инструмента и заготовки, что приводит к повышению производительности резания. Однако для того, чтобы в полной мере использовать преимущества UVANT при обработке стали AISI 52100, необходимо хорошо понимать влияние многочисленных технологических факторов и их взаимодействие.

В последние годы точение твердых материалов с наложением ультразвуковых колебаний (UVANT) привлекает большое внимание как потенциальная технология обработки твердых материалов, таких как сталь AISI 52100. В нескольких исследованиях изучалось влияние ультразвуковых колебаний на операции токарной обработки твердых материалов, а также потенциальное преимущество их использования для повышения целостности поверхности, снижения сил резания и продления срока службы инструмента. Анализ литературы дает обзор важных

исследований, связанных с UVANT и его использованием при обработке стали AISI 52100. В некоторых работах авторы сделали упор на ультразвуковое точение обычных материалов, подчеркивая снижение сил резания и высокое качество поверхности, обработанной с помощью этой технологии.

Лю (Liu) и др. [4] изучали влияние ультразвуковых колебаний на обрабатываемость резанием стали AISI 1045 и обнаружили, что это значительно увеличивает срок службы инструмента и качество поверхности. Их исследования заложили основу для дальнейшего изучения возможности использования UVANT для обработки твердых материалов, таких как сталь AISI 52100. Из-за широкого применения в промышленности точение твердой стали AISI 52100 вызвало интерес. Чтобы улучшить обрабатываемость этого материала, исследователи изучили различные параметры резания и геометрии инструмента. Авторы работы [5], например, исследовали влияние скорости резания и подачи на износ инструмента и шероховатость поверхности во время точения твердой стали AISI 52100. Эти исследования выявили трудности, связанные с традиционным твердым точением, и послужили стимулом для изучения других способов, таких как UVANT. Использование ультразвуковых колебаний при токарной обработке показало значительные перспективы с точки зрения повышения производительности обработки. Было изучено влияние различных ультразвуковых параметров, таких как амплитуда и частота колебаний, на силы резания и целостность поверхности во время UVANT.

В работе [6] исследовали влияние амплитуды ультразвуковых колебаний на образование стружки и шероховатость поверхности во время твердого точения стали AISI 4140, что дало важное представление о динамическом влиянии ультразвуковых колебаний на удаление материала. В области механической обработки анализ размерностей часто применяется для исследования корреляции между параметрами процесса и показателями производительности. Авторы в работе [7] использовали анализ размерностей для изучения влияния настроек резания на шероховатость поверхности при твердом точении, заложив основу для применения этого метода к UVANT. Аналогичным образом Чжан (Zhang)

и др. [8] использовали анализ размерностей для исследования влияния параметров процесса при ультразвуковом фрезеровании, подчеркивая возможности его применения для оптимизации процессов обработки.

Анализ размерностей – это надежный метод изучения процесса UVANT и определения важных характеристик, влияющих на его успех. Этот метод предполагает выявление и формулирование безразмерных групп, связывающих важные переменные процесса, без необходимости проведения экспериментального исследования. Размерный анализ дает важную информацию о взаимодействии между многочисленными технологическими факторами и их влиянии на производительность обработки резанием за счет сведения сложных взаимосвязей к безразмерным параметрам.

Авторы в работе [9] исследовали метод UVAT для обработки титанового сплава с использованием анализа размерностей для изучения влияния параметров ультразвуковых колебаний и обычных параметров течения на шероховатость поверхности и силы резания; были созданы безразмерные группы. Метод анализа размерностей оказался полезен для оптимизации параметров UVAT при обработке титановых сплавов. Ученые в работе [10] представили анализ размерностей, который использовался для исследования целостности поверхности во время UVAT. В ходе исследования было изучено, как параметры ультразвуковых колебаний и обычные параметры токарной обработки влияют на шероховатость поверхности, остаточное напряжение и микротвердость. Метод анализа размерностей помог определить важные параметры, влияющие на целостность поверхности, и позволил дать рекомендации по улучшению качества поверхности с помощью UVAT.

Ученые в работе [11] предложили анализ размерностей, используемый для исследования целостности поверхности при UVAT закаленной стали AISI 4340. Безразмерные группы были сформированы для исследования влияния ультразвуковых колебаний и параметров резания на шероховатость поверхности, твердость и остаточные напряжения. Исследование выявило рациональность использования UVAT для улучшения целостности поверхности, а также полезность анализа размерностей при изучении

процесса. Ученые в работе [12] провели эксперимент, который объяснил анализ размерностей ультразвукового микрорезания кремния. Безразмерные группы были созданы для исследования влияния параметров ультразвуковых колебаний и параметров резания на силы резания и качество поверхности. Метод анализа размерностей дал представление об оптимизации процесса микрорезания кремния.

**Целью** данной исследовательской работы является сравнительная оценка традиционного твердого течения и твердого течения с применением ультразвуковых колебаний, а также разработка теоретической модели износа инструмента и потребляемой электрической мощности с использованием метода анализа размерностей. Модель должна быть разработана с использованием  $\pi$ -теоремы Бекингема, рассматривающей в качестве входных параметров скорость резания, плотность и твердость заготовки, амплитуду и частоту колебаний. Результаты этого исследования помогут оптимизировать UVANT стали AISI 52100 и позволят сделать важные рекомендации по улучшению производительности механической обработки. Кроме того, результаты исследования станут полезным руководством для практиков отрасли, стремящихся повысить эффективность и качество операций твердого течения стали AISI 52100 с использованием ультразвуковых колебаний. UVANT может найти широкое применение в секторах точного производства, в которых используются твердые и труднообрабатываемые материалы, путем расширения понимания этого нового процесса обработки.

## Методика исследования

### *Конфигурация оборудования для UVANT*

Система ультразвуковых колебаний совмещена с обычным токарным станком в экспериментальной установке для токарной обработки с применением ультразвуковых колебаний (UVANT). Прецизионный токарный станок имеет моторизованный шпиндель и модифицированный держатель инструмента, специально предназначенный для установки ультразвукового инструмента (УЗИ), который представляет собой сборку из преобразователя, концентратора и утолщения, выступающего в качестве держа-

теля инструмента при реализации операций как традиционного твердого точения, так и с помощью ультразвуковых колебаний. Вращательное движение, необходимое для заготовки и режущего инструмента, обеспечивается токарным станком. Конструкция UVANT в целом состоит из нескольких компонентов: токарный станок, заготовка, специально разработанное приспособление, генератор ультразвуковых колебаний и узел преобразователя-усилителя (рис. 1).

В рамках этой устойчивой стратегии резки режущий инструмент и рабочая поверхность регулярно разделяются и соприкасаются (прерывистый процесс), что препятствует образованию нароста на режущей кромке резца (BUE). Эта продвинутая техника состоит из четырех основных этапов: 1) приближение; 2) прикосновение; 3) погружение; 4) отступление. Все четыре этапа UVAT воссозданы на рис. 2 для более полного понимания этого подхода [13–15].

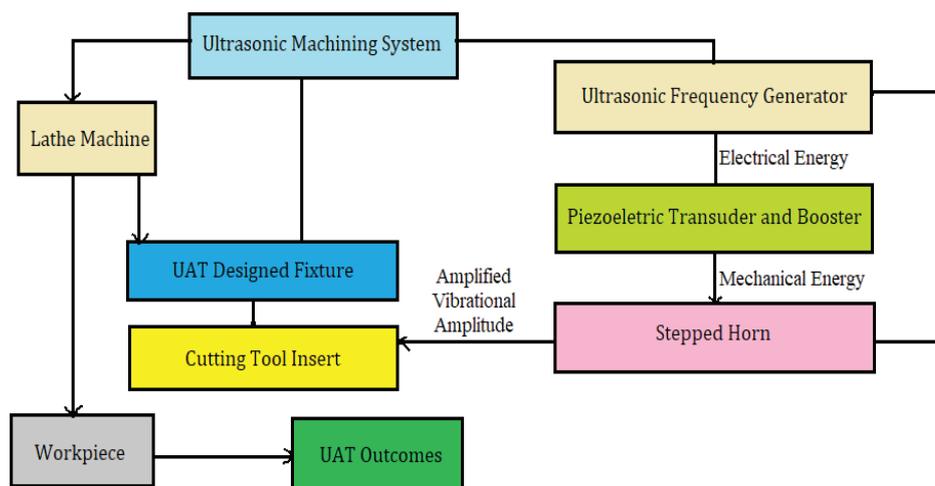


Рис. 1. Блок-схема системы UVANT

Fig. 1. Schematic diagram of UVANT systems

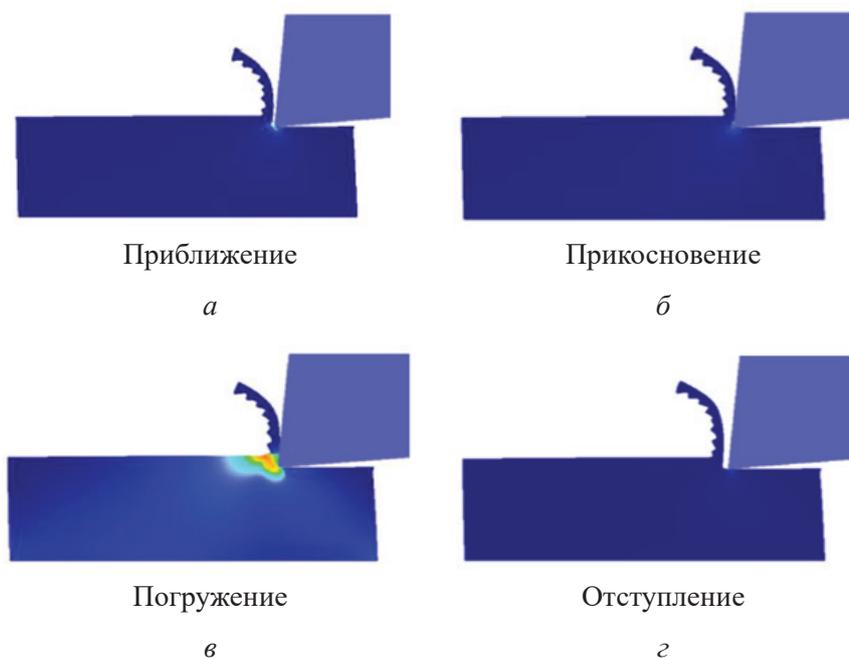


Рис. 2. Четыре этапа UVAT

Fig. 2. Four stages of UVAT

Однако когда колебания прилагаются в направлении скорости резания, необходимо учитывать несколько ограничений, а именно:  $V_c = \pi dn$ ;  $V_t = 2\pi AF$ , где  $V_c$  – скорость резания;  $n$  – число оборотов в минуту;  $d$  – диаметр заготовки;  $V_t$  – скорость вершины, т. е. колебательная скорость резания;  $A$  – амплитуда колебаний;  $F$  – частота. Если  $A = 20$  м и  $F = 20$  кГц, то значение  $V_t$ , т. е. скорость вершины, не должна увеличиваться более чем на 150 м/мин. Относительные перемещения режущего инструмента и заготовки при ультразвуковом точении (UVAT) изображены на рис. 3 [16].

Используя высокочастотные колебания, можно выполнить несколько циклов менее чем за миллисекунду. При традиционном точении (СТ) режущая кромка постоянно находится в контакте с поверхностью заготовки. При воздействии на режущую кромку ультразвуковых колебаний взаимодействие между кромкой инструмента и заготовкой полностью меняется и становится прерывистым [17].

**Экспериментальная установка**

Материалом заготовки, использованной в экспериментах, была сталь AISI 52100 – распространенная подшипниковая сталь, известная своей высокой твердостью и износостойкостью. Из-за высокой твердости заготовок из упрочненной стали AISI 52100 необходима большая сила резания. Быстрый износ инструмента

и ломка стружки являются серьезными проблемами, поэтому материал режущего инструмента должен быть более устойчивым к истиранию. В результате выбор наиболее подходящего материала режущего инструмента, формы инструмента и условий резания имеет решающее значение для улучшения обрабатываемости упрочненной стали AISI 52100. В этом эксперименте использовался инструмент TiAlSiN с PVD-покрытием и геометрией CNMG120408-MF5. Фотография базовой рамы с закрепленным UVANT представлена на рис. 4. Кроме того, в табл. 1 показана геометрия режущей пластины.

Эксперименты с применением ультразвукового точения проводили на токарном станке с максимальной частотой вращения шпинделя 1145 об/мин при мощности двигателя 2,2 кВт. В ходе пробных исследований были определены скорость резания, подача, глубина резания, частота и амплитуда колебаний. Эксперименты планировали с использованием метода исследования поверхности отклика, а именно ротатбельного центрального композиционного планирования (CCRD). В табл. 2 показан выбор режимов резания для токарной обработки.

Подход CCRD позволяет выбрать набор экспериментальных запусков, который полностью покрывает проектное пространство, требуя при этом наименьшего количества доступных испытаний, что помогает оптимизировать экспериментальные настройки. На основе пробных

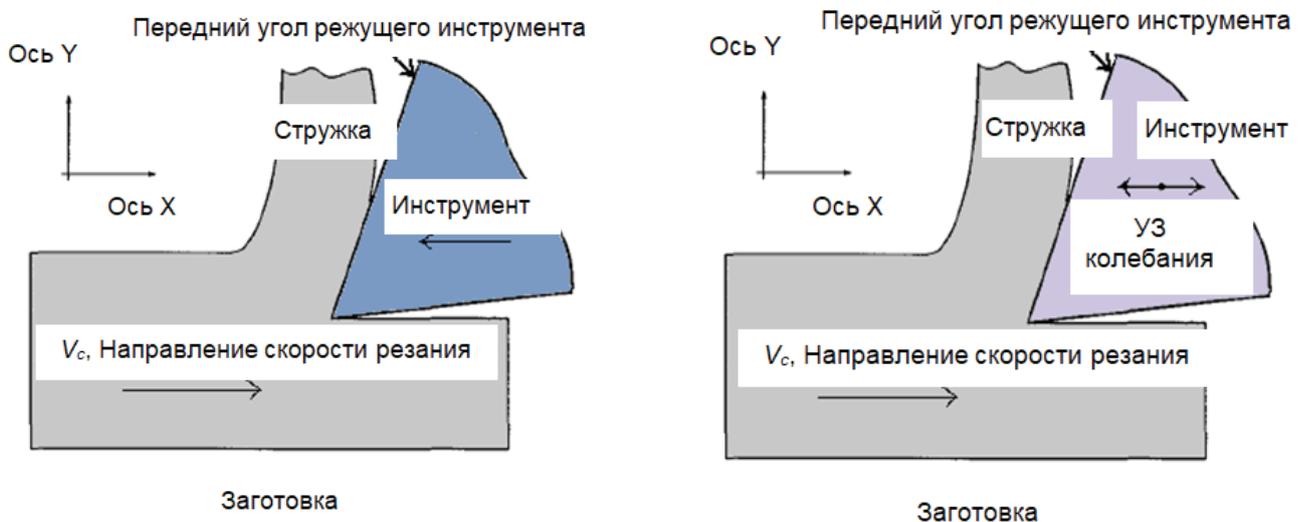


Рис. 3. Относительные перемещения режущего инструмента и заготовки при традиционном и ультразвуковом точении

Fig. 3. Relative displacements of the cutting tool and the workpiece in CT and UVAT



Рис. 4. Реальная фотография базовой рамы с закрепленным UVАНТ

Fig. 4. Actual photograph of base frame with UVANT mounting

Таблица 1

Table 1

**Геометрия режущей пластины**  
**Geometry of the cutting insert**

Параметр	Значение
Угол профиля, град	80
Длина режущей кромки, мм	12,9
Диаметр вписанной окружности, мм	12,7
Толщина пластины, мм	4,76
Вес пластины, кг	0,01
Угол в плане, град	75
Радиус закругления вершины, мм	0,8

Таблица 2

Table 2

**Значения параметров резания, полученные с помощью Design Expert**  
**Values of cutting parameters obtained by Design Expert**

Номер эксперимента	Сравнительная оценка СТ и UVАНТ			Теоретическое моделирование: UVАНТ		
	Скорость резания $V_c$ , м/мин	Подача $f$ , мм/об	Глубина резания $d$ , мм	Скорость резания $V_c$ , м/мин	Частота $F$ , кГц	Амплитуда $A$ , мкм
1	60	0,085	0,4	60	20	20
2	120	0,075	0,35	120	20	20
3	100	0,068	0,4	100	20	20
4	100	0,085	0,5	100	20	20
5	100	0,085	0,4	100	20	20
6	80	0,075	0,35	80	20	20
7	100	0,085	0,3	100	20	20
8	120	0,075	0,45	120	20	20
9	100	0,103	0,4	100	20	20
10	100	0,085	0,4	100	20	20
11	80	0,095	0,45	80	20	20
12	100	0,085	0,4	100	20	20
13	100	0,085	0,4	100	20	20
14	80	0,075	0,45	80	20	20
15	100	0,085	0,4	100	20	20
16	120	0,095	0,35	120	20	20
17	80	0,095	0,35	80	20	20
18	120	0,095	0,45	120	20	20
19	145	0,085	0,4	145	20	20
20	100	0,085	0,4	100	20	20

экспериментов были выбраны скорость резания, подача, глубина резания, частота и амплитуда колебаний.

Были проведены две серии экспериментов. В первой серии сравнивали характеристики традиционного точения (СТ) и твердого точения с наложением ультразвуковых колебаний (UVАНТ) в зависимости от скорости резания, подачи и глубины резания. В первой серии экспериментов UVАНТ проводили с использованием постоянной частоты 20 кГц и амплитуды колебаний 20 мкм. Для лучшего понимания UVАНТ с использованием анализа размерностей разработана теоретическая модель потребляемой электрической мощности и износа по задней поверхности. Вторую серию экспериментов проводили для калибровки разработанной модели с учетом влияния скорости резания, частоты и амплитуды колебаний. Режимы резания, использованные для сравнительной оценки и теоретического моделирования, представлены в табл. 2.

Основное внимание в настоящем исследовании уделено износу инструмента и потребляемой электрической мощности. Для измерения износа инструмента использовали цифровой микроскоп Dino-Lite с увеличением до  $\times 240$ . Для измерения тока, протекающего по проводу под напряжением, использовали клещи, похожие на прищипки. С помощью токовых клещей обнаруживали магнитное поле, создаваемое текущим током в проводе. Потребляемая мощность во время точения определялась произведением напряжения и измеренного тока. Фактический набор условий обработки в соответствии с планом эксперимента показан в табл. 2. В случае обычного вращения частота и амплитуда считаются нулевыми, а в случае ультразвукового точения частота и амплитуда поддерживались постоянными на уровне 20 кГц и 20 мкм соответственно.

## Результаты и их обсуждение

### *Относительная производительность: СТ и UVАНТ*

Первую серию из двадцати экспериментов, как показано в табл. 2, проводили для сравнительной оценки потребляемой электрической мощности и износа по задней поверхности при СТ и UVАНТ. Эксперименты проводили с изменением скорости резания, подачи и глубины ре-

зания, а эксперименты UVАНТ проводили с использованием постоянной частоты и амплитуды колебаний 20 кГц и 20 мкм соответственно.

Износ инструмента – это постоянное разрушение материала инструмента, которое приводит к отклонению инструмента от его первоначальной формы во время резки. Износ инструмента влияет на эффективность обработки, качество, режущую способность и цену. Кроме того, износ инструмента также оказывает значительное влияние на качество поверхности обрабатываемой детали. Обычно считается, что тремя основными формами износа являются истирание, адгезия и диффузия. Для контроля износа инструмента использовали цифровой микроскоп Dino-Lite с увеличением до  $\times 250$ . Dino Capture 2.0 распознавал изображения и сохранял их в системной памяти при установке на ноутбук. Ниже представлены изображения износа инструмента, полученные с помощью цифрового микроскопа, с различной степенью детализации. Как было определено ранее, частоту и амплитуду при традиционном точении считали нулевыми, а в случае ультразвукового точения частоту и амплитуду поддерживали постоянными на уровне 20 кГц и 20 мкм соответственно.

Мощность тока во время резки обеспечивает стабильность и помогает выбрать соответствующие настройки для снижения потребляемой электрической мощности. Чтобы способствовать устойчивому развитию процесса обработки, потребление энергии должно быть снижено на протяжении всего процесса обработки. В этом разделе описывается, как станки используют энергию при СТ и UVАНТ в различных условиях резания. Мощность тока, необходимая для работы токарного станка, рассчитывается как произведение напряжения и тока. На протяжении всего эксперимента напряжение поддерживалось постоянным на уровне примерно 420 В (трехфазное), а ток контролировался с помощью токоизмерительных клещей. Экспериментальное обоснованное изменение износа инструмента и потребляемой электрической мощности при СТ и UVАНТ показано на рис. 5 и 6.

### *Анализ размерностей*

Вторую серию из двадцати экспериментов, как показано в табл. 2, проводили для калибровки теоретически разработанных моделей износа

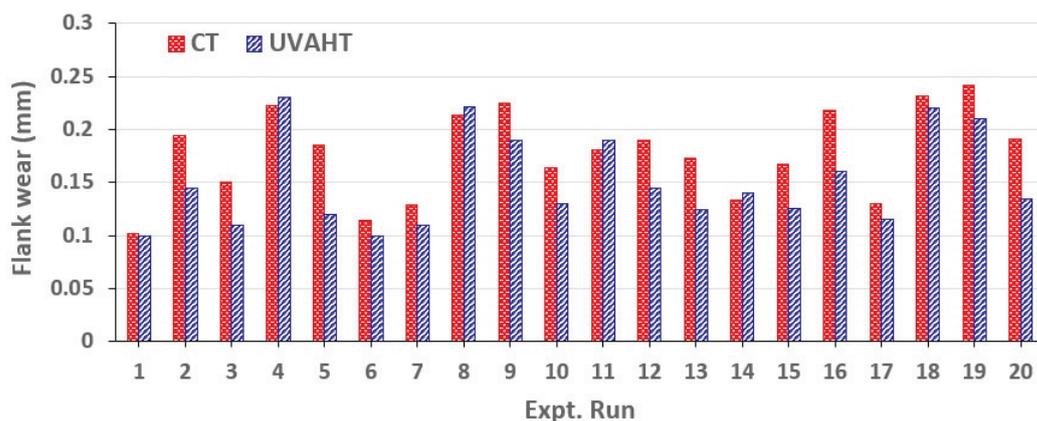


Рис. 5. Сравнение износа по задней поверхности при СТ и UVANT

Fig. 5. Comparison of flank wear in CT and UVANT

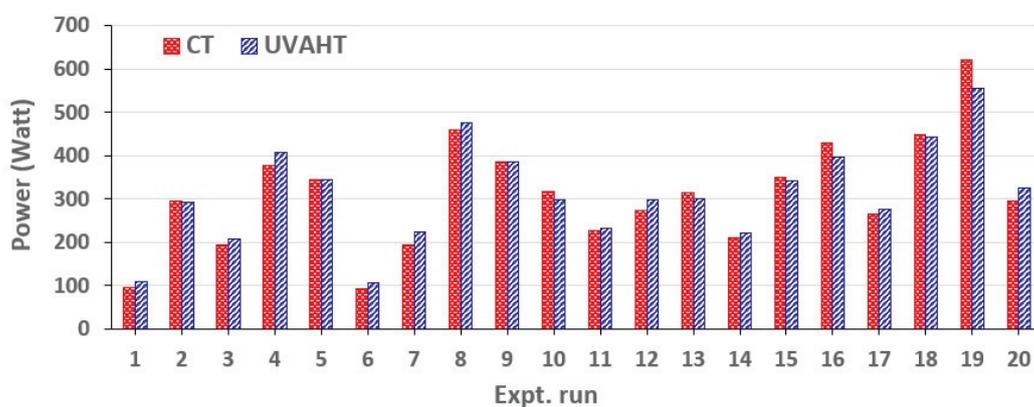


Рис. 6. Сравнение потребляемой электрической мощности при СТ и UVANT

Fig. 6. Comparison of power consumption in CT and UVANT

по задней поверхности и потребляемой мощности для UVANT. Эксперименты проводили с варьированием скорости резания, частоты и амплитуды колебаний, как показано в табл. 2, при постоянной подаче и глубине резания 0,085 мм/об и 0,4 мм соответственно.

*П-теорема Бекингема*, названная в честь физика Эдгара Бекингема, является фундаментальным принципом анализа размерностей: когда физическая проблема включает в себя  $n$  переменных и  $m$  фундаментальных измерений (длина, время, масса и др.), проблема может быть выражена с использованием  $(n - m)$  безразмерных параметров ( $\pi$ -параметров).  $\pi$ -параметры строятся как произведения исходных переменных, возведенных в соответствующие степени, а результирующее выражение является безразмерным [18–20]. Процесс определения  $\pi$ -параметров включает в себя поиск размерно независимых групп переменных, которые описывают физические явления в задаче. Согласно  $\pi$ -теореме Бекингема уравнение, связывающее

все переменные, будет иметь  $(n - m)$  безразмерных групп, если в задаче есть  $n$  переменных и эти переменные содержат  $m$  фундаментальных измерений (например,  $M$ ,  $L$  и  $T$ ):

$$\pi_1 = f(\pi_2, \pi_3, \dots, \pi_{n-m}).$$

Полученное уравнение принимает следующий вид: группы не должны зависеть друг от друга и ни одна группа не должна создаваться путем сложения других групп. Преимущество этого подхода состоит в том, что его проще использовать, чем метод взаимного распределения для определения значений индексов (экспонентных значений переменных). Есть две предпосылки для использования этого подхода при решении уравнения. Каждое из фундаментальных измерений должно быть представлено как минимум одной из переменных  $m$ . Одна из переменных рекуррентного множества не должна иметь возможности образовать безразмерную группу. Безразмерная группа переменных известна как повторяющийся набор.

### Выбор безразмерных параметров

Таблица 3

Table 3

Выбор безразмерных параметров ( $\pi$ -параметров) предполагает выделение размерно независимых групп переменных. Эти группы выбираются на основе физики, лежащей в основе проблемы. Цель состоит в том, чтобы уловить важные взаимодействия и отношения между переменными, которые управляют поведением системы. В контексте традиционного, а также ультразвукового точения (UVANT) стали AISI 52100 решающую роль, влияющую на производительность обработки, играют несколько переменных процесса. Этот процесс включает в себя идентификацию фундаментальных величин (длина  $[L]$ , время  $[T]$ , масса  $[M]$  и др.) и определение количества безразмерных параметров ( $\pi$ -параметров), необходимых для описания поведения системы. Исследуя соответствующие переменные процессы и соответствующие им единицы, можно установить взаимосвязи между переменными и сформировать безразмерные группы.

#### Моделирование потребления мощности ( $P_c$ )

После проведения анализа размерностей формулируются безразмерные группы, представляющие взаимосвязи между соответствующими переменными процесса. Эти безразмерные группы дают ценную информацию о взаимодействии параметров традиционного и ультразвукового точения. Потребляемая мощность зависит от четырех параметров, а именно скорости съема материала ( $MRR$ ), плотности материала ( $\rho$ ), амплитуды вибрации ( $A$ ) и частоты вибрации ( $F$ ). Теперь, выбрав  $M$  (массу),  $L$  (длину) и  $T$  (время) в качестве основных размеров, размеры вышеупомянутых величин будут следующими (табл. 3).

При этом  $P_c = \varphi(MRR, \rho, A, F)$ .

Здесь  $n = 5$ , а  $m = 3$ , следовательно, с учетом того же самого ( $n - m = 2$ ),  $\pi_1$  и  $\pi_2$  – две безразмерные группы, которые будут получены. Теперь, принимая  $MRR$ ,  $\rho$  и  $A$  как величины, которые непосредственно входят в  $\pi_1$  и  $\pi_2$  соответственно, получаем

$$\pi_1 = [MRR]^{a_1} \times [\rho]^{b_1} \times [A]^{c_1} \times P_c.$$

#### Анализ размерностей Dimensional analysis

Параметр	Представление
Потребляемая мощность $P_c$ , Вт	$M^1 L^2 T^{-3}$
Скорость съема материала $MRR$ , мм <sup>3</sup> /с	$M^0 L^3 T^{-1}$
Плотность материала $\rho$ , кг/м <sup>3</sup>	$M^1 L^{-3} T^0$
Амплитуда колебаний $A$ , мкм	$M^0 L^1 T^0$
Частота колебаний $F$ , кГц	$M^0 L^0 T^{-1}$

Таким образом,

$$M^0 L^0 T^0 = [M^0 L^3 T^{-1}]^{a_1} \times [M^1 L^{-3} T^0]^{b_1} \times [M^0 L^1 T^0]^{c_1} \times [M^1 L^2 T^{-3}];$$

$$M^0 L^0 T^0 = [L^3 T^{-1}]^{a_1} \times [M^1 L^{-3}]^{b_1} \times [L^1]^{c_1} \times [M^1 L^2 T^{-3}];$$

$$M^0 L^0 T^0 = M^{(1+b_1)} L^{(3a_1-3b_1+c_1+2)} T^{(-a_1-3)}.$$

По равенству можно найти, что  $a_1 = -3$ ,  $b_1 = -1$  и  $c_1 = 4$ . Отсюда получаем

$$\pi_1 = [MRR]^{-3} \times [\rho]^{-1} \times [A]^4 \times P_c.$$

Подобным образом

$$\pi_2 = [MRR]^{a_2} \times [\rho]^{b_2} \times [A]^{c_2} \times F;$$

$$M^0 L^0 T^0 = [M^0 L^3 T^{-1}]^{a_2} \times [M^1 L^{-3} T^0]^{b_2} \times [M^0 L^1 T^0]^{c_2} \times [M^0 L^0 T^{-1}];$$

$$M^0 L^0 T^0 = [L^3 T^{-1}]^{a_2} \times [M^1 L^{-3}]^{b_2} \times [L^1]^{c_2} \times [M^0 L^0 T^{-1}];$$

$$M^0 L^0 T^0 = M^{b_2} L^{(3a_2-3b_2+c_2)} T^{(-a_2-1)}.$$

По равенству можно найти, что  $a_2 = -1$ ,  $b_2 = 0$  и  $c_2 = 3$ . Отсюда получаем

$$\pi_2 = [MRR]^{-1} \times [\rho]^0 \times [A]^3 \times F.$$

Теперь это можно записать так:

$$\pi_1 = k [\pi_2]^n,$$

где  $k$  и  $n$  – константы;

$$\begin{aligned} [MRR]^{-3} \times [\rho]^{-1} \times [A]^4 \times P_c &= \\ &= k \{ [MRR]^{-1} \times [A]^3 \times F \}^n. \end{aligned}$$

Скорость съема материала ( $MRR$ ) является произведением скорости резания  $V$ , подачи  $f$  и глубины резания  $d$ . Упрощая этот термин, потребляемую мощность можно представить как

$$P_c = (k\rho fd)V^{(3-n)}F^n A^{(3n-4)}.$$

Эксперименты проводили при постоянной подаче и глубине резания. Плотность  $\rho$  материала также постоянна. Поэтому определим  $k_1$  как новую константу, которая является произведением  $k$ ,  $\rho$ ,  $f$  и  $d$ . Таким образом, окончательная модель для прогнозирования потребляемой электрической мощности при UVAHT показана ниже:

$$P_c = k_1 V^{(3-n)} F^n A^{(3n-4)}.$$

Константу  $n$  можно получить путем калибровки модели с использованием экспериментальных значений потребляемой электрической мощности при UVAHT, полученных при различных условиях резания, как показано в табл. 2.

Имеем

$$P_c = 0,00222V^{1,5987} F^{1,4013} A^{0,2039}. \quad (1)$$

### Моделирование износа инструмента ( $V_b$ )

Износ инструмента определяется четырьмя параметрами: скоростью резания  $V$ , твердостью материала  $H$ , амплитудой колебаний  $A$  и частотой колебаний  $F$ . Используя  $M$  (массу),  $L$  (длину) и  $T$  (время) в качестве основных размеров, размеры предыдущих значений будут следующими: учитывая, что  $V_b = \varphi(V, H, A, F)$ , при  $n = 5$ , а  $m = 3$  и, следовательно,  $n - m = 2$ . Таким образом,  $\pi_1$  и  $\pi_2$  – две безразмерные группы, которые будут определены. Теперь, взяв  $V$ ,  $H$  и  $A$  в качестве величин, непосредственно входящих в  $\pi_1$  и  $\pi_2$  соответственно, получим

$$\pi_1 = [V]^{a_1} \times [H]^{b_1} \times [A]^{c_1} \times V_b.$$

Следовательно,

$$M^0 L^0 T^0 = [M^0 L^1 T^{-1}]^{a_1} \times [M^1 L^{-1} T^{-2}]^{b_1} \times [M^0 L^1 T^0]^{c_1} \times [M^0 L^1 T^0];$$

$$M^0 L^0 T^0 = [L^1 T^{-1}]^{a_1} \times [M^1 L^{-1} T^{-2}]^{b_1} \times [L^1]^{c_1} \times [L^1];$$

$$M^0 L^0 T^0 = M^{(b_1)} L^{(a_1 - b_1 + c_1 + 1)} T^{(-a_1 - 2b_1)}.$$

По равенству можно найти, что  $a_1 = 0$ ,  $b_1 = 0$  и  $c_1 = -1$ . Следовательно, получаем

$$\pi_1 = [V]^0 \times [H]^0 \times [A]^{-1} \times V_b.$$

Подобным образом

$$\pi_2 = [V]^{a_2} \times [H]^{b_2} \times [A]^{c_2} \times F;$$

$$M^0 L^0 T^0 = [M^0 L^1 T^{-1}]^{a_2} \times [M^1 L^{-1} T^{-2}]^{b_2} \times [M^0 L^1 T^0]^{c_2} \times [M^0 L^0 T^{-1}];$$

$$M^0 L^0 T^0 = [L^1 T^{-1}]^{a_2} \times [M^1 L^{-1} T^{-2}]^{b_2} \times [L^1]^{c_2} \times [T^{-1}];$$

$$M^0 L^0 T^0 = M^{(b_2)} L^{(a_2 - b_2 + c_2)} T^{(-a_2 - 2b_2 - 1)}.$$

По равенству можно найти, что  $a_2 = -1$ ,  $b_2 = 0$  и  $c_2 = 1$ . Отсюда получаем

$$\pi_2 = [V]^{-1} \times [H]^0 \times [A]^1 \times F.$$

Теперь это можно записать так:

$$\pi_1 = k[\pi_2]^n;$$

$$[A]^{-1} \times V_b = k \{ [V]^{-1} \times [A]^1 \times F \}^n.$$

Упростив это выражение, его можно представить как

$$V_b = kV^{-n} A^{(1+n)} F^n;$$

$$V_b = 0,011336V^{0,1967} A^{0,8033} F^{-0,1967}. \quad (2)$$

Потребляемая мощность и износ по задней поверхности построены с использованием разработанных теоретических моделей (уравнения (1) и (2)) при изменении скорости резания, частоты и амплитуды вибрации. На рис. 7, а показана зависимость потребляемой мощности и износа по задней поверхности от скорости резания (частота и амплитуда колебаний постоянны и равны 20 кГц и 20 мкм соответственно).

На рис. 7, б показана зависимость потребляемой электрической мощности и износа по задней поверхности от частоты колебаний при постоянной скорости резания и амплитуде колебаний 100 м/мин и 20 мкм соответственно. На рис. 7, в показана зависимость потребляемой электрической мощности и износа по задней поверхности от амплитуды колебаний при постоянной скорости резания и частоте колебаний 100 м/мин и 20 кГц соответственно. Потребляемая мощность увеличивается с увеличением скорости резания,

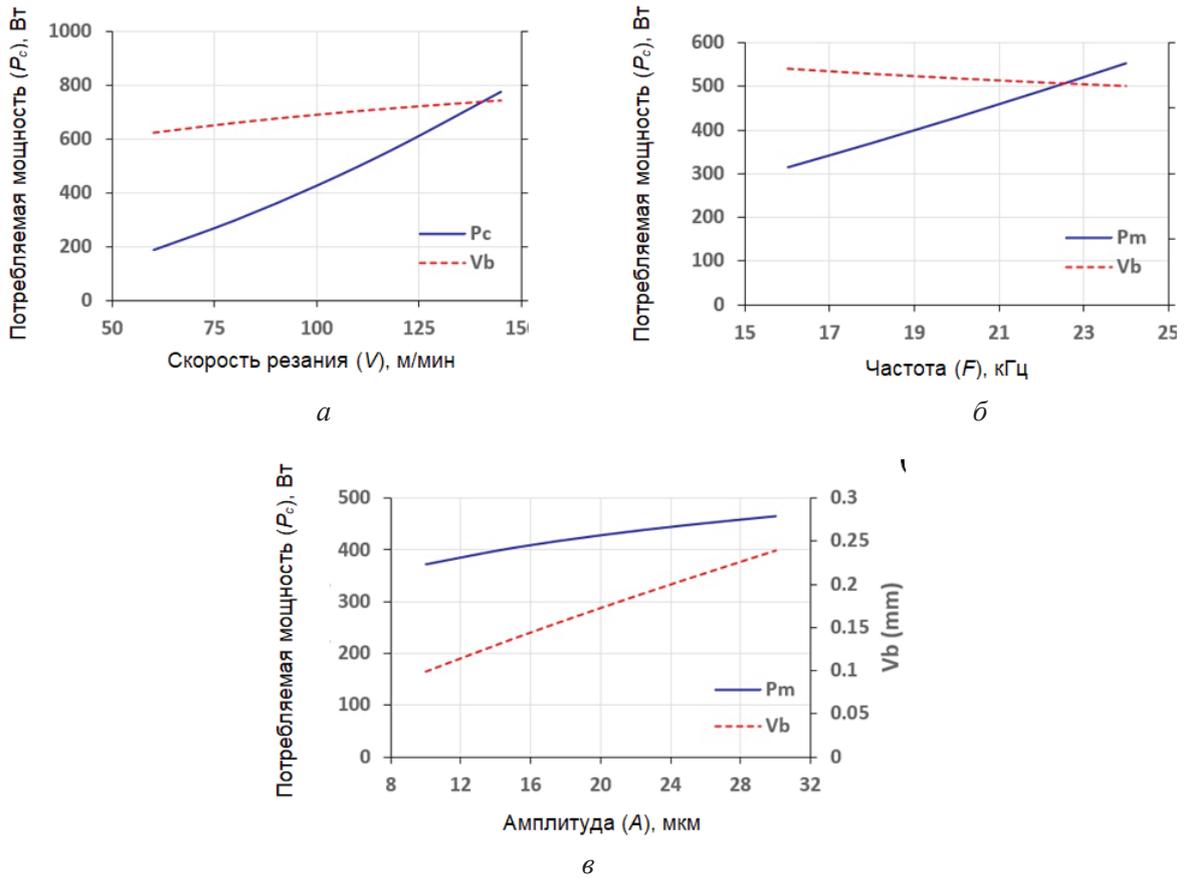


Рис. 7. Зависимость потребляемой мощности и износа по задней поверхности от скорости резания (а), частоты колебаний (б), амплитуды колебаний (в)

Fig. 7. Power consumption and flank wear varying with cutting speed (a), frequency of vibration (б), amplitude of vibration (в)

частоты и амплитуды колебаний. Тем не менее потребляемая электрическая мощность зависит в первую очередь от скорости резания, а затем уже от частоты и амплитуды колебаний. Это также может быть подтверждено более высокими значениями показателя степени, наблюдаемыми для скорости резания, за которой следуют частота вибрации и амплитуда. Износ по задней поверхности увеличивается с возрастанием скорости резания и амплитуды колебаний и уменьшается с увеличением частоты колебаний.

### Заклучение

В этом исследовании проведена сравнительная оценка износа инструмента и потребляемой электрической мощности во время традиционного точения (СТ) и твердого точения с наложением ультразвуковых колебаний (УВАНТ) стали AISI 52100 (62 HRC) с использованием твердосплавного инструмента TiAlSiN с PVD-

покрытием. Теоретическая модель для прогнозирования износа инструмента и потребляемой электрической мощности разработана с использованием концепции анализа размерностей, т. е.  $\pi$ -теоремы Бекингема, учитывающей влияние скорости резания, частоты и амплитуды колебаний. Безразмерные группы созданы для выявления сложных связей и оптимизации условий обработки. Износ инструмента и энергопотребление измерены экспериментально и статистически проанализированы с использованием  $\pi$ -теоремы Бекингема. Из настоящего исследования можно сделать следующие выводы.

1. На износ инструмента существенное влияние оказывает скорость резания. Однако этот эффект более заметен при традиционном точении (СТ), что можно объяснить увеличением температуры резания в процессе обработки. Этот эффект менее выражен при УВАНТ из-за периодического контакта инструмента с заготовкой, что позволяет инструменту охлаждаться естественным путем и, следовательно, снижает его износ.

2. При UVAHT потребление мощности чуть больше, чем при СТ. При UVAHT требуется дополнительная мощность для привода ультразвукового генератора, в которой не было необходимости при СТ.

3. Износ инструмента и потребляемая электрическая мощность увеличивались с увеличением скорости резания, глубины резания и подачи. Однако этот эффект был более очевидным при СТ, чем при UVAHT.

4. Потребление энергии возрастало с увеличением скорости резания, частоты и амплитуды колебаний. Однако увеличение потребляемой электрической мощности было более заметным при изменении скорости резания, чем при изменении частоты и амплитуды колебаний.

5. Износ по задней поверхности увеличивается с возрастанием скорости резания и амплитуды колебаний и уменьшается с увеличением частоты колебаний.

### Список литературы

1. Ultrasonically assisted turning of aviation materials / V.I. Babitsky, A.N. Kalashnikov, A. Meadows, A.A.H.P. Wijesundara // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2003. – Vol. 132. – P. 157–167. – DOI: 10.1016/s0924-0136(02)00844-0.
2. Babitsky V.I., Mitrofanov A.V., Silberschmidt V.V. Ultrasonically assisted turning of aviation materials: simulations and experimental study // *Ultrasonics*. – 2004. – Vol. 42. – P. 81–86. – DOI: 10.1016/j.ultras.2004.02.001.
3. Vivekananda K., Arka G.N., Sahoo S.K. Design and analysis of ultrasonic vibratory tool (UVT) using FEM, and experimental study on ultrasonic vibration-assisted turning (UAT) // *Procedia Engineering*. – 2014. – Vol. 97. – P. 1178–1186. – DOI: 10.1016/j.proeng.2014.12.396.
4. Liu Y., Li J., Zhang L. Effects of ultrasonic vibration on cutting forces and machined surface quality in turning of AISI 1045 steel // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2019. – Vol. 101. – P. 1137–1147. – DOI: 10.1038/s41598-022-21236-x.
5. Analysis of forces in vibro-impact and hot vibro-impact turning of advanced alloys / R. Muhammad, A. Maurotto, A. Roy, V.V. Silberschmidt // *Applied Mechanics and Materials*. – 2011. – Vol. 70. – P. 315–320. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.70.315.
6. Lotfi M., Amini S., Akbari J. Surface integrity and microstructure changes in 3D elliptical ultrasonic assisted turning of Ti–6Al–4V: FEM and experimental examination // *Tribology International*. – 2020. – Vol. 151. – P. 106492. – DOI: 10.1016/j.triboint.2020.106492.
7. Ultrasonic Assisted Turning of mild steels / A. Celaya, N.N.L. Luis, J.C. Francisco, A. Lamikiz // *International Journal of Materials and Product Technology*. – 2010. – Vol. 37. – DOI: 10.1504/IJMPT.2010.029459.
8. Experimental study on the surface micro-geometrical characteristics of quenched steel in ultrasonic assisted turning / F. Jiao, X. Liu, C. Zhao, X. Zhang // *Advanced Materials Research*. – 2011. – Vol. 189–193. – P. 4059–4063. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.189-193.4059.
9. Comparing machinability of Ti-15-3-3-3 and Ni-625 alloys in UAT / A. Maurotto, R. Muhammad, A. Roy, V.I. Babitsky, V.V. Silberschmidt // *Procedia CIRP*. – 2012. – Vol. 1. – P. 330–335. – DOI: 10.1016/j.procir.2012.04.059.
10. Experimental investigation of ultrasonic vibration assisted turning of 304 austenitic stainless steel / P. Zou, Y. Xu, Y. He, M. Chen, H. Wu // *Shock and Vibration*. – 2015. – Art. 817598. – DOI: 10.1155/2015/817598.
11. Kumar J., Khamba J.S. Modelling the material removal rate in ultrasonic machining of titanium using dimensional analysis // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2010. – Vol. 48. – P. 103–119. – DOI: 10.1007/s00170-009-2287-1.
12. Kugaevskii S.S., Ashikhmin V.N. Using local coordinate systems for dimensional analysis in the machining // *Proceedings of the 4th International Conference on Industrial Engineering. ICIE 2018*. – Springer, 2018. – P. 301–309. – DOI: 10.1007/978-3-319-95630-5\_33.
13. Skelton R.C. Turning with an oscillating tool // *International Journal of Machine Tool Design and Research*. – 1968. – Vol. 8. – P. 239–259. – DOI: 10.1016/0020-7357(68)90014-0.
14. Mitrofanov A.V., Babitsky V.I., Silberschmidt V.V. Thermomechanical finite element simulations of ultrasonically assisted turning // *Computational Materials Science*. – 2005. – Vol. 32. – P. 463–471. – DOI: 10.1016/j.commatsci.2004.09.019.
15. Ghule G.S., Sanap S. Ultrasonic vibrations assisted turning (UAT): A review // *Advances in Engineering Design: Select proceedings of FLAME 2020*. – Springer, 2021. – P. 275–285. – DOI: 10.1007/978-981-33-4684-0\_28.
16. Nath C., Rahman M., Andrew S.S.K. A study on ultrasonic vibration cutting of low alloy steel // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2007. – P. 159–165. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.04.047.
17. Experimental investigations on the ultrasonic vibration-assisted hard turning of AISI 52100 steel using coated carbide tool / G.S. Ghule, S. Sanap, S. Adsul, S. Chinchankar, M. Gadge // *Materials Today: Proceedings*. – 2022. – Vol. 68 (6). – P. 2093–2098. – DOI: 10.1016/j.matpr.2022.08.368.

18. Prediction of erosion volume of PDMS by cryogenic micro-abrasive jet machining based on dimensional analysis method and experimental verification / G. Zhang, Y. Sun, L. Xu, L. Wang, D. Zuo // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2021. – Vol. 114. – P. 2447–2455. – DOI: 10.1007/s00170-021-07020-7.

19. Singh N.K., Sign Y. Experimental investigation and modelling of surface finish in argon-assisted electrical discharge machining using dimensional analysis //

Arabian Journal for Science and Engineering. – 2019. – Vol. 44. – P. 5839–5850. – DOI: 10.1007/s13369-019-03738-5.

20. Comprehensive experimental analysis and sustainability assessment of machining Nimonic 90 using ultrasonic-assisted turning facility / J. Airao, N. Khanna, A. Roy, H. Hegab // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2020. – Vol. 109. – P. 1447–1462. – DOI: 10.1007/s00170-020-05686-z.

## Конфликт интересов

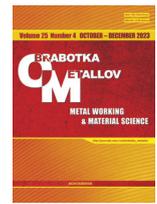
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2023 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Ultrasonic vibration-assisted hard turning of AISI 52100 steel: comparative evaluation and modeling using dimensional analysis

Govind Ghule<sup>1, a, \*</sup>, Sudarshan Sanap<sup>1, b</sup>, Satish Chinchani<sup>2, c</sup>

<sup>1</sup> MIT-School of Engineering, MIT-ADT University, Pune - 412201, India

<sup>2</sup> Vishwakarma Institute of Information Technology, Pune - 411048, India

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-4331-3501>,  [govindghulemasterofengineering@gmail.com](mailto:govindghulemasterofengineering@gmail.com);

<sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-3788-0692>,  [sudarshan.sanap@mituniversity.edu.in](mailto:sudarshan.sanap@mituniversity.edu.in);

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-4175-3098>,  [satish.chinchani@viit.ac.in](mailto:satish.chinchani@viit.ac.in)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 03 September 2023

Revised: 17 September 2023

Accepted: 27 September 2023

Available online: 15 December 2023

#### Keywords:

Ultrasonic vibrations

Hard turning

Dimensional analysis

Buckingham Pi theorem

Tool wear

Power consumption

### ABSTRACT

**Introduction.** Precision machining of hard and brittle materials is difficult, which has led to the development of novel and sustainable techniques such as ultrasonic vibration-assisted turning (UVAT) for enhanced removal rates, surface quality, and tool life. **The purpose of the work.** Hard turning using cost-effective coated carbide tools instead of costly to operate ceramic and CBN inserts is still not widely accepted due to tool wear and machining limitations. A group of researchers attempted hard turning using carbide tools with different coatings, different cooling techniques, etc., to achieve better machinability. However, very few attempts were made by the researchers on ultrasonic vibration-assisted hard turning (UVAHT). Moreover, comparative evaluation of UVAHT using dimensional analysis is rarely reported in the open literature. **The methods of investigation.** With this view, this study comparatively evaluates the tool wear and power consumption during conventional turning (CT) and ultrasonic vibration-assisted hard turning (UVAHT) of AISI 52100 steel (62 HRC) using a PVD-coated TiAlSiN carbide tool. Experiments were performed with varying cutting speed, feed, and depth of cut while keeping vibration frequency and amplitude constant at 20 kHz and 20  $\mu$ m, respectively. Further, a theoretical model was developed to predict the tool wear and power consumption using the concept of *Dimensional analysis*, i.e., the *Buckingham Pi theorem* considering the effect of cutting speed, frequency, and amplitude of vibrations at constant feed and depth of cut of 0.085 mm/rev and 0.4 mm, respectively. Dimensionless groups were created to reveal complex linkages and optimize machining conditions. Tool wear and power consumption were measured experimentally and statistically analyzed using the *Buckingham Pi theorem*. **Results and Discussion.** Using dimensional analysis, the research uncovers substantial insights into the UVAHT process. The results show that ultrasonic vibration parameters have a significant impact on tool wear and power consumption. Dimensionless groups provide a methodical foundation for refining machining conditions. The tool wear and the power consumption increase with the cutting speed, depth of cut, and feed. However, this effect is more significant in CT than UVAHT. The power consumption increases with the cutting speed, vibration frequency, and amplitude. However, the increase in the power consumption is more prominent when the cutting speed changes, followed by vibration frequency and amplitude. The flank wear increases with the cutting speed and vibration amplitude and decreases with the vibration frequency. This study contributes to a better understanding of the underlying dynamics of UVAHT, which will help to improve precision machining procedures for hard materials. The paper explores the practical significance of these discoveries for hard material precision machining.

**For citation:** Ghule G.S., Sanap S., Chinchani S. Ultrasonic vibration-assisted hard turning of AISI 52100 steel: comparative evaluation and modeling using dimensional analysis. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 136–150. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-136-150. (In Russian).

### References

1. Babitsky V.I., Kalashnikov A.N., Meadows A., Wijesundara A.A.H.P. Ultrasonically assisted turning of aviation materials. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, vol. 132, pp. 157–167. DOI: 10.1016/s0924-0136(02)00844-0.

#### \* Corresponding author

Ghule Govind S., M.E. (Design Engineering), Assistant Professor

MIT-School of Engineering, MIT-ADT University,

Pune - 412201, India

Tel.: +91-7020742258, E-mail: [govindghulemasterofengineering@gmail.com](mailto:govindghulemasterofengineering@gmail.com)

2. Babitsky V.I., Mitrofanov A.V., Silberschmidt V.V. Ultrasonically assisted turning of aviation materials: simulations and experimental study. *Ultrasonics*, 2004, vol. 42, pp. 81–86. DOI: 10.1016/j.ultras.2004.02.001.
3. Vivekananda K., Arka G.N., Sahoo S.K. Design and analysis of ultrasonic vibratory tool (UVT) using FEM, and experimental study on ultrasonic vibration-assisted turning (UAT). *Procedia Engineering*, 2014, vol. 97, pp. 1178–1186. DOI: 10.1016/j.proeng.2014.12.396.
4. Liu Y., Li J., Zhang L. Effects of ultrasonic vibration on cutting forces and machined surface quality in turning of AISI 1045 steel. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 101, pp. 1137–1147. DOI: 10.1038/s41598-022-21236-x.
5. Muhammad R., Maurotto A., Roy A., Silberschmidt V.V. Analysis of forces in vibro-impact and hot vibro-impact turning of advanced alloys. *Applied Mechanics and Materials*, 2011, vol. 70, pp. 315–320. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.70.315.
6. Lotfi M., Amini S., Akbari J. Surface integrity and microstructure changes in 3D elliptical ultrasonic assisted turning of Ti–6Al–4V: FEM and experimental examination. *Tribology International*, 2020, vol. 151, p. 106492. DOI: 10.1016/j.triboint.2020.106492.
7. Celaya A., Luis N.N.L., Francisco J.C., Lamikiz A. Ultrasonic Assisted Turning of mild steels. *International Journal of Materials and Product Technology*, 2010, vol. 37. DOI: 10.1504/IJMPT.2010.029459.
8. Jiao F., Liu X., Zhao C., Zhang X. Experimental study on the surface micro-geometrical characteristics of quenched steel in Ultrasonic Assisted Turning. *Advanced Materials Research*, 2011, vol. 189–193, pp. 4059–4063. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.189-193.4059.
9. Maurotto A., Muhammad R., Roy A., Babitsky V.I., Silberschmidt V.V. Comparing machinability of Ti-15-3-3 and Ni-625 alloys in UAT. *Procedia CIRP*, 2012, vol. 1, pp. 330–335. DOI: 10.1016/j.procir.2012.04.059.
10. Zou P., Xu Y., He Y., Chen M., Wu H. Experimental investigation of ultrasonic vibration assisted turning of 304 austenitic stainless steel. *Shock and Vibration*, 2015, art. 817598. DOI: 10.1155/2015/817598.
11. Kumar J., Khamba J.S. Modelling the material removal rate in ultrasonic machining of titanium using dimensional analysis. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2010, vol. 48, pp. 103–119. DOI: 10.1007/s00170-009-2287-1.
12. Kugaevskii S.S., Ashikhmin V.N. Using local coordinate systems for dimensional analysis in the machining. *Proceedings of the 4th International Conference on Industrial Engineering. ISIE 2018*. Springer, 2018, pp. 301–309. DOI: 10.1007/978-3-319-95630-5\_33.
13. Skelton R.C. Turning with an oscillating tool. *International Journal of Machine Tool Design and Research*, 1968, vol. 8, pp. 239–259. DOI: 10.1016/0020-7357(68)90014-0.
14. Mitrofanov A.V., Babitsky V.I., Silberschmidt V.V. Thermomechanical finite element simulations of ultrasonically assisted turning. *Computational Materials Science*, 2005, vol. 32, pp. 463–471. DOI: 10.1016/j.commatsci.2004.09.019.
15. Ghule G.S., Sanap S. Ultrasonic vibrations assisted turning (UAT): A review. *Advances in Engineering Design: Select proceedings of FLAME 2020*. Springer, 2021, pp. 275–285. DOI: 10.1007/978-981-33-4684-0\_28.
16. Nath C., Rahman M., Andrew S.S.K. A study on ultrasonic vibration cutting of low alloy steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, pp. 159–165. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.04.047.
17. Ghule G.S., Sanap S., Adsul S., Chinchankar S., Gadge M. Experimental investigations on the ultrasonic vibration-assisted hard turning of AISI 52100 steel using coated carbide tool. *Materials Today: Proceedings*, 2022, vol. 68 (6), pp. 2093–2098. DOI: 10.1016/j.matpr.2022.08.368.
18. Zhang G., Sun Y., Xu L., Wang L., Zuo D. Prediction of erosion volume of PDMS by cryogenic micro-abrasive jet machining based on dimensional analysis method and experimental verification. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, vol. 114, pp. 2447–2455. DOI: 10.1007/s00170-021-07020-7.
19. Singh N.K., Sign Y. Experimental investigation and modelling of surface finish in argon-assisted electrical discharge machining using dimensional analysis. *Arabian Journal for Science and Engineering*, 2019, vol. 44, pp. 5839–5850. DOI: 10.1007/s13369-019-03738-5.
20. Airao J., Khanna N., Roy A., Hegab H. Comprehensive experimental analysis and sustainability assessment of machining Nimonic 90 using ultrasonic-assisted turning facility. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, vol. 109, pp. 1447–1462. DOI: 10.1007/s00170-020-05686-z.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



## Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Влияние формы тороидальной задней поверхности на углы режущего клина и механические напряжения вдоль режущей кромки сверла

Петр Пивкин <sup>a, \*</sup>, Артем Ершов <sup>b</sup>, Никита Миронов <sup>c</sup>, Алексей Надыкто <sup>d</sup>

Московский государственный технологический университет Станкин, Вадковский пер., 3а, г. Москва, 127055, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-7547-4652>, [PMPivkin@gmail.com](mailto:PMPivkin@gmail.com); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0003-3966-7032>, [a.ershov@stankin.ru](mailto:a.ershov@stankin.ru);  
<sup>c</sup> <https://orcid.org/0009-0002-4205-6996>, [dzr1380im@gmail.com](mailto:dzr1380im@gmail.com); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0003-3652-7421>, [a.nadykto@stankin.ru](mailto:a.nadykto@stankin.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.025.6/621.9.025.7

#### История статьи:

Поступила: 01 сентября 2023  
Рецензирование: 18 сентября 2023  
Принята к печати: 27 сентября 2023  
Доступно онлайн: 15 декабря 2023

#### Ключевые слова:

Сверло  
Тороидальная задняя поверхность  
Режущий клин  
МКЭ

#### Финансирование

Работа была выполнена при финансировании Российского научного фонда (проект № 23-29-00999, <https://rscf.ru/project/23-29-00999/>) с использованием оборудования центра коллективного пользования «Государственный Инжиниринговый Центр» ФГБОУ ВО «МГТУ «СТАНКИН».

**Для цитирования:** Влияние формы тороидальной задней поверхности на углы режущего клина и механические напряжения вдоль режущей кромки сверла / П.М. Пивкин, А.А. Ершов, Н.Е. Миронов, А.Б. Надыкто // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 151–166. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-151-166.

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Сверление отверстий с качеством точности от IT8 до IT12 широко применяется в промышленном производстве. Однако в настоящее время не существует исследований и научно-обоснованных рекомендаций по назначению геометрии режущей части сверл с тороидальной задней поверхностью. В связи с этим разработка САПР новых конструкций сверл с тороидальной задней поверхностью и численное моделирование напряженного состояния их режущей части являются актуальными задачами. **Цель работы:** уменьшение диапазона изменения переднего угла и угла заострения режущего клина вдоль режущей кромки от периферии к центру, а также снижение эквивалентных напряжений в режущем клине. **В работе исследованы** изменения величины переднего угла и угла заострения режущего клина в зависимости от радиуса образующей тороидальной задней поверхности; изменения эквивалентных напряжений в режущем клине в зависимости от изменения радиуса образующей тороидальной задней поверхности. **Методами** исследования являются основы теории о режущем инструменте, методы его автоматизированного проектирования и метод конечных элементов, примененный в данной работе к новым конструкциям сверл. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что с уменьшением радиуса образующей задней поверхности уменьшается диапазон изменения переднего угла и угла заострения режущего клина сверла по сравнению со стандартной конструкцией. Разработана система автоматизированного проектирования сверл с тороидальной задней поверхностью. В результате величина диапазона изменения переднего угла вдоль режущей кромки уменьшилась на 86 % у сверла с минимальным радиусом образующей тороидальной поверхности по сравнению с конической заточкой, диапазон угла заострения режущего клина уменьшился на 56 %, максимальные эквивалентные напряжения снизились в 2,13 раза. При этом угол заострения режущего клина имеет значение, близкое к постоянному, на половине зуба сверла. Данные показатели превышают все показатели существующих на сегодняшний день аналогичных конструкций спиральных сверл.

### Введение

Сверление отверстий применяется в производстве изделий в большинстве областей промышленности. Наиболее широко распространенной конструкцией сверл являются спиральные сверла. Достоинства спиральных сверл: хороший отвод стружки из обрабатываемого

отверстия; простота конструкции и, следовательно, низкая трудоемкость переточки на заточных станках; высокая точность позиционирования в отверстие ввиду наличия калибровочных ленточек [1]. Главные режущие кромки сверла располагаются на конической режущей части с углом  $2\phi$ . Угол  $2\phi$  выполняет роль угла в плане и может изменяться от 70 до 135° [2].

При этом существует ряд недостатков в конструкции спиральных сверл: уменьшение переднего угла вдоль режущей кромки (РК) вплоть до отрицательного при приближении к центру; слишком большие передние углы на периферии.

#### \*Адрес для переписки

Пивкин Петр Михайлович, к.т.н., доцент  
Московский государственный технологический университет Станкин,  
Вадковский пер., 3а,  
127055, г. Москва, Россия  
Тел.: +7 (903) 231-66-80, e-mail: PMPivkin@gmail.com

Для устранения этих недостатков предложено конструктивное решение сверла с подточкой в центре. Подточка выполнена либо для уменьшения участка с отрицательными значениями переднего угла [3], либо с положительным передним углом вдоль всей подточки [4]. В инструментальном производстве также существуют решения с подточкой вдоль всей режущей кромки [5]. Однако реализация такой конструкции возможна только при небольших передних углах, что может привести к повышению сил резания и ускорению изнашивания сверла [6].

Для уменьшения переднего угла на периферии применяют конструкцию сверла с двумя коническими участками с различными углами образующей  $\varphi$ . На периферии конус имеет меньший угол: например, для угла  $2\varphi = 118^\circ$  второй конический участок имеет угол  $70^\circ$  [7]. В результате у данной конструкции сверла передний угол на периферии может быть уменьшен на  $7-8^\circ$ , что позволит разгрузить наиболее подверженные износу участки. В результате уменьшения угла  $\varphi$  уменьшается толщина и увеличивается ширина стружки, а также улучшается теплоотвод, что позволяет увеличить стойкость инструмента более чем в три раза [1]. Такая конструкция имеет недостаток в виде неравномерного изменения ширины срезаемого слоя и образования концентратора напряжения на переходной зоне. Устранить указанные проблемы позволяет применение спирального сверла не с конической, а с тороидальной задней поверхностью.

По сравнению с аналитическими моделями [8] алгоритмы анализа трехмерного моделирования обеспечивают более полные и точные результаты контроля передних углов вдоль режущей кромки сверла. В настоящее время моделирование специализированных автоматизированных алгоритмов применяется для оценки геометрических параметров различных классов инструментов, поэтому обоснование выбора геометрических параметров рассматриваемого класса сверл в данной работе формируется на базе САПР новых конструкций сверл с тороидальной задней поверхностью. Кроме того, некоторые принципиально важные показатели эксплуатации сверл, такие как напряжения в режущем клине, которые трудно получить экспериментально, могут быть легко предсказаны

с помощью анализа методом конечных элементов (МКЭ) [9–11].

При численном моделировании процессов металлообработки возникают две основные проблемы процесса разработки моделей с применением МКЭ. Первая заключается в том, что модель материала должна адекватно отражать деформационное состояние при нагрузке с различной интенсивностью и направлением напряжений, приложенных к конструкции, в диапазоне рабочих условий и учитывать характер внутреннего напряжения в конструкции [12–14]. Вторая проблема связана с моделированием и численной реализацией изменения конфигурации режущей части в процессе формообразования в зависимости от состояния технологической системы [15, 16]. Численное моделирование процессов механической обработки осложняется множественными участками контакта режущего клина с обрабатываемым материалом [17, 18]. Указанные проблемы невозможно решить, используя стандартные методы конечных элементов [19]. В настоящее время проводится множество работ, направленных на решение указанных проблем, регулярно возникающих при численном моделировании процессов резания [20, 21]. Несмотря на то что в области исследования проведено множество работ, посвященных использованию метода конечных элементов для прогнозирования рабочих характеристик при обработке широкого спектра материалов заготовок [22], не существует моделей с применением МКЭ для исследования характеристик конструкций сверл с тороидальной задней поверхностью.

По результатам обзора литературы можно сделать вывод о том, что хотя на сегодняшний день существует несколько разновидностей конструкций сверл со сферической или тороидальной задней поверхностью, но исследований и рекомендаций по назначению геометрии их режущей части и параметров оценки эффективности их работы не существует. Кроме того, не существует систем автоматизированного проектирования сверл с тороидальной задней поверхностью и устоявшихся механизмов численного моделирования напряженного состояния режущей части. В связи с этим **целью данного исследования** является уменьшение диапазона изменения переднего угла и угла заострения режущего клина вдоль режущей кромки от пери-

ферии к центру, а также снижение эквивалентных напряжений в режущем клине за счет применения сверл с тороидальной задней поверхностью с рациональными геометрическими параметрами.

Для достижения поставленной цели необходимо **решить следующие задачи**: 1) разработать систему автоматизированного проектирования (САПР) сверл с тороидальной задней поверхностью; 2) провести исследование изменения величины переднего угла и угла заострения режущего клина в зависимости от радиуса образующей тороидальной задней поверхности; 3) провести исследование изменения эквивалентных напряжений в режущем клине в зависимости от изменения радиуса образующей тороидальной задней поверхности.

## Методика исследований

В основе исследования геометрических и эксплуатационных характеристик сверл сформирована система автоматизированного проектирования для создания конструкций в широком диапазоне конструктивных исполнений. Алгоритм САПР включает в себя методики проектирования как стандартных конструкций сверл, так и усовершенствованных конструкций с тороидальной задней поверхностью, выделенных в отдельную подсистему. Исходные параметры для проектирования сверл представлены в табл. 1.

Автоматизированное проектирование спиральных сверл основывается на исходных дан-

Таблица 1

Table 1

**Исходные параметры для проектирования сверл**  
**Initial parameters for drill design**

Обозначение параметра	Название параметра
$R$	Радиус сверла
$d_s$	Диаметр сердцевины
$\alpha$	Задний угол
$\gamma$	Передний угол
$\beta$	Угол заострения режущего клина
$\gamma_k$	Передний угол профиля стружечной канавки
$\omega$	Угол наклона стружечной канавки
$R_t$	Радиус образующей тороидальной задней поверхности
$\varphi$	Угол в плане
$\kappa$	Смещение образующей тороидальной задней поверхности относительно оси сверла
$\eta$	Угол между точкой касания окружности, задающей тороидальную образующую, и точкой пересечения окружности с периферией
$L$	Длина сверла
$l_r$	Длина рабочей части
$f$	Ширина ленточки
$v$	Величина, задающая точку положения касания тороидальной образующей относительно оси сверла
$r$	Радиус спинки профиля винтовой канавки сверла
$r_p$	Радиус окружности, задающий контрольное сечение, которое определяет значение заднего угла сверла
$R_{\min}$	Минимальный радиус образующей тороидальной задней поверхности сверла
$l_T$	Длина главной режущей кромки в контрольной точке, измеренной от начального положения. Начальное положение кромки задается в точке пересечения главной и поперечной режущих кромок
$l$	Общая длина главной режущей кромки

ных, определяющих совокупность технологических, физико-механических и эксплуатационных показателей и их взаимосвязей с конструктивными элементами как основу методики проектирования. Автоматизированное проектирование конструкций осуществляется за счет последовательной методики на основе влияния наиболее важных элементов и ограничений при разработке конструкторской документации. Создание такой системы играет важную роль в разработке режущих инструментов и отраслевых НИОКР, что может значительно повысить эффективность проектирования сверл и его качества, помочь разработчикам выйти из различных научных областей и использовать эффективные технологии и методы для создания научных и инновационных схем проектирования, а также значительно повысить эффективность проектирования и разработки продукта. Чтобы значительно повысить эффективность технологических инноваций, сначала были проанализированы ключевые параметры: изменения переднего угла и внутренних эквивалентных напряжений в режущем клине сверла. С этой целью на результаты проектирования должны быть наложены опреде-

ленные ограничения в виде рекомендуемых диапазонов и контрольных значений параметров. Анализ взаимосвязей конструктивных элементов и геометрических параметров спирального сверла с тороидальной задней поверхностью осуществляется исходя из обрабатываемого и инструментального материала, режимов резания и взаимозависимых особенностей конструкции. На сегодняшний день не существует формализованных зависимостей в аналитическом, численном и алгоритмизированном виде между параметрами технологической среды и параметрами сверла, поэтому в данной работе впервые предложена комплексная методика проектирования сверл с тороидальной задней поверхностью. Комплексная методика разработки САПР спиральных сверл базируется на классических подходах к проектированию сверл и разбита на подэлементы моделирования (рис. 1). Первый блок проектирования включает структурную базу исходных данных в соответствии с ГОСТ 17275–71 ( $R, d_s, \alpha, \gamma_k, \omega, R_p, \varphi, \kappa, \eta, L, l_r, f, v$ ).

В зависимости от формы режущей кромки методика проектирования включает в себя две группы конструктивных исполнений режущей

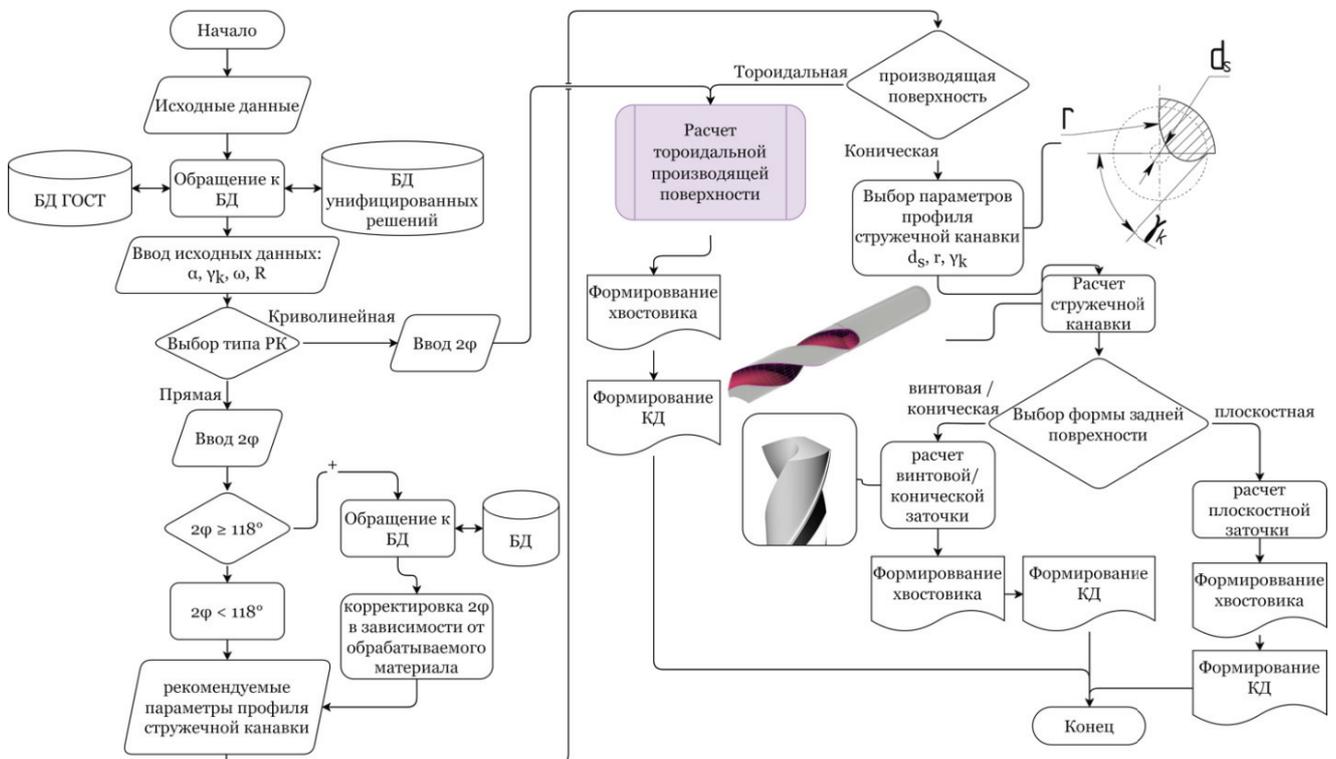


Рис. 1. Комплексная блок-схема САПР спиральных сверл

Fig. 1. Complex CAD block schematic diagram of twist drills

кромки. Для формирования прямолинейной режущей кромки сверла с конической производящей поверхностью система формирует условия поиска рациональной формы канавки [7] (рис. 2).

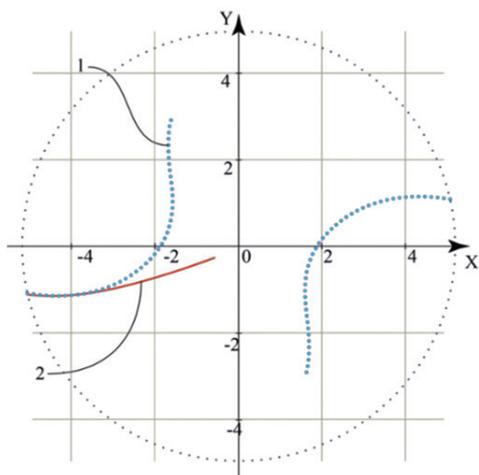


Рис. 2. Определение профиля винтовой канавки (1) и элемента профиля на передней поверхности (2)

Fig. 2. Defining the profile of the spiral flute (1) and the profile element of flute on the rake surface (2)

Определение винтовой проекции режущей кромки описывается следующими уравнениями:

$$Pr_y = -RK\Xi_{ty} \cos \left( \frac{B + \tan \left( \sqrt{RK\Xi_{tx}^2 + RK\Xi_{ty}^2} \right)}{\tan(\omega) \cdot \pi Dd} \right) +$$

$$+ RK\Xi_{tx} \sin \left( \frac{B + \tan(\varphi) \left| \sqrt{RK\Xi_{tx}^2 + RK\Xi_{ty}^2} \right|}{\tan(\omega) \cdot \pi \sqrt{RK\Xi_{tx}^2 + RK\Xi_{ty}^2}} \right); \quad (1)$$

$$Pr_x =$$

$$= -RK\Xi_{tx} \cdot \cos \left( \frac{B + \tan(\varphi) \cdot \left| \sqrt{RK\Xi_{tx}^2 + RK\Xi_{ty}^2} \right|}{\tan(\omega) \cdot \pi \sqrt{RK\Xi_{tx}^2 + RK\Xi_{ty}^2}} \right) -$$

$$- RK\Xi_{ty} \cdot \sin \left( \frac{B + \tan(\varphi) \cdot \left| \sqrt{RK\Xi_{tx}^2 + RK\Xi_{ty}^2} \right|}{\tan(\omega) \cdot \pi \sqrt{RK\Xi_{tx}^2 + RK\Xi_{ty}^2}} \right). \quad (2)$$

Следующий этап методики проектирования заключается в твердотельном моделировании винтовой канавки и соответствующей ей производящей поверхности. В зависимости от

диаметра сверла назначается форма задней поверхности и формируется булева операция, задающая заднюю поверхность, выдерживая при этом форму режущей кромки и заданные геометрические параметры в контрольных сечениях ( $\alpha, \gamma_k, \omega, \varphi, \kappa, \nu$ ). На этом этапе проектирования формируют конструкторскую документацию для традиционных видов конструкций спиральных сверл.

В настоящей работе впервые предложена новая методика автоматизированного проектирования сверл с тороидальной задней поверхностью. Блок-схема данной методики представлена на комплексной блок-схеме и более детально приведена на рис. 3 в качестве отдельного алгоритма. Первым этапом проектирования является формирование актуальной совокупности исходных данных ( $R, d_s, \alpha, \gamma_k, \omega, R_r, \varphi, \kappa, \eta, L, l_r, f, \nu$ ). Диапазон назначения радиуса образующей тороидальной задней поверхности согласуется с диапазоном назначения задних углов и сопоставляется с наработанной базой данных проектирования, имеющей ряд типовых соотношений геометрических параметров сверла. В результате этого алгоритм определяет положение сечения, в котором задается значение заднего угла  $\alpha$ , либо этот параметр задается вручную. Далее формируется профиль стружечной канавки исходя из заданных величин диаметра сердцевины  $d_s$ , радиуса спинки  $r$  и радиального переднего угла  $\gamma_k$ . На основе данных профиля винтовой канавки спирального сверла формируется булева операция, задающая 3D-модель заготовки с винтовой канавкой.

Важным этапом разработки модели сверла является формирование производящей поверхности. Геометрические параметры, задающие булеву операцию, представлены на втором операторе алгоритма. Касательная к образующей производящей поверхности накладывает жесткое ограничение, обеспечивающее постоянный контакт образующей всей совокупности конструкций сверл под определенным углом в плане  $\varphi$ . Межосевое расстояние между осью тороидальной задней поверхности и осью сверла задается параметром  $\nu$ . Угол между точкой касания окружности, задающей тороидальную образующую, и точкой пересечения окружности с периферией  $\eta$  регулирует возможность назначения радиусу образующей задней поверхности

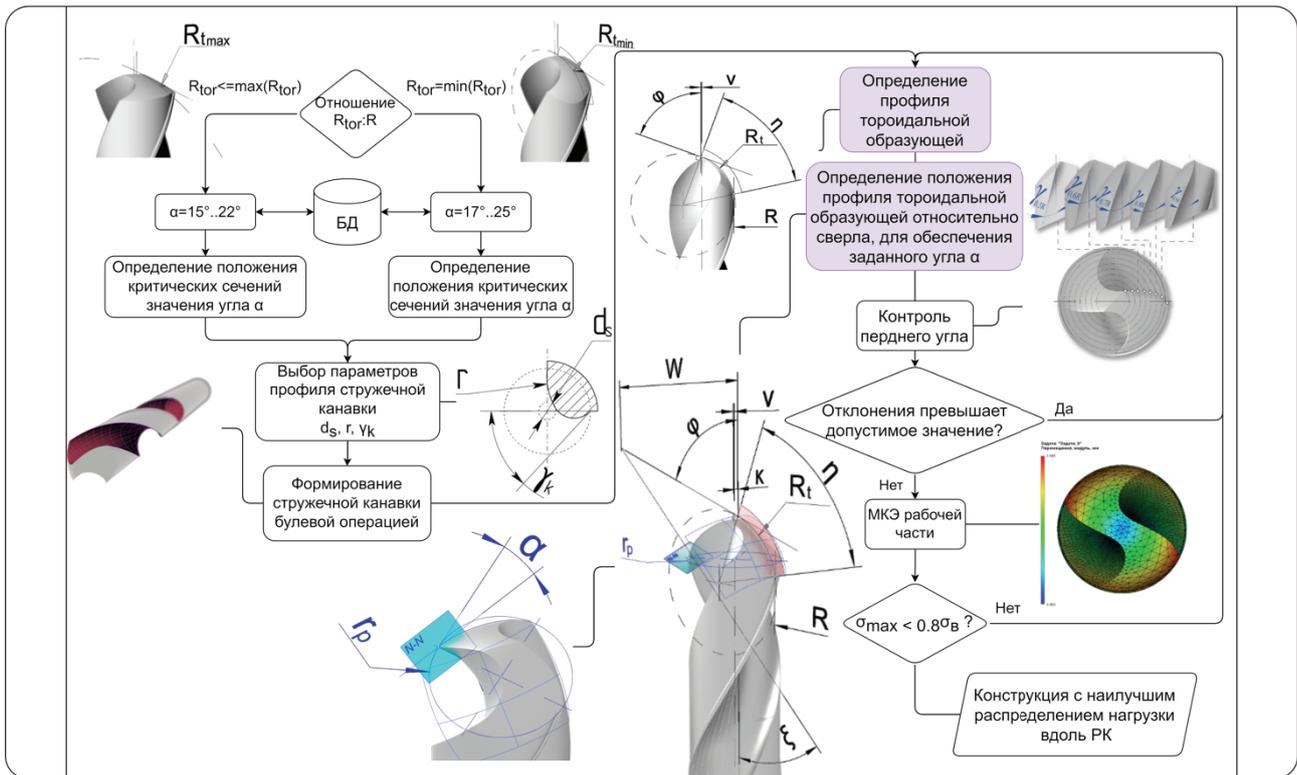


Рис. 3. Блок-схема САПР спиральных сверл с тороидальной задней поверхностью

Fig. 3. CAD block schematic diagram of twist drills with toroidal flank surface

параметрического и конструктивно связанного с ним угла в плане  $\varphi$  при известном радиусе тороидальной поверхности  $R_t$ .

Финальной задачей разработки параметрической модели спирального сверла с тороидальной задней поверхностью является формирование задней поверхности. Задняя поверхность представляет собой тороидальную поверхность, полученную путем вращения профиля булевой операции вычитания вокруг оси, расположенной под углом  $\varepsilon$  к оси сверла, и положением точки скрещивания этих осей на расстоянии  $W$  от оси сверла. Причем угол между касательной к задней поверхности и касательная в заданной точке на режущей кромке сверла с радиусом  $r_p$  является задним углом  $\alpha$ .

Комплексная методика САПР позволяет проектировать наиболее широко распространенные и специализированные конструкции спиральных сверл (рис. 4). На основе работы САПР и полученных конструкций с тороидальной задней поверхностью выполнено изучение распределения величины переднего угла вдоль режущей кромки, деформаций и напряженного состояния методом конечных элементов вдоль режущей кромки для конструкций с различными видами

заточки задней поверхности – конической и тороидальной, с различными радиусами образующей тороидальной поверхности  $R_t$  ( $R_{t\min}$ ,  $1,25R$ ,  $2,5R$ ). Изменение радиусов тороидальной задней поверхности осуществляется от  $2,5R$  (конструкция сверла по геометрии сопоставима со сверлом с конической заточкой) до минимально возможного радиуса образующей тороидальной задней поверхности  $R_{t\min}$ . Минимальный радиус образующей задней поверхности  $R_{t\min}$  определяется уравнением

$$R_{t\min} = \frac{R \cdot \tan(\varphi/2)}{\sin(\varphi)}. \quad (3)$$

Исследование геометрических параметров вдоль режущей кромки осуществлялось путем определения угла между касательной к передней (задней) поверхности в контрольной точке и перпендикуляра (касательной) к задней поверхности в контрольной точке (рис. 5).

Анализ зон контакта сверла с заготовкой был центральным аспектом для определения высоты передней поверхности, на которую непосредственно воздействуют возникающие механические нагрузки в САЕ-системе SolidWorks Simulation (рис. 6). К этой области применялись

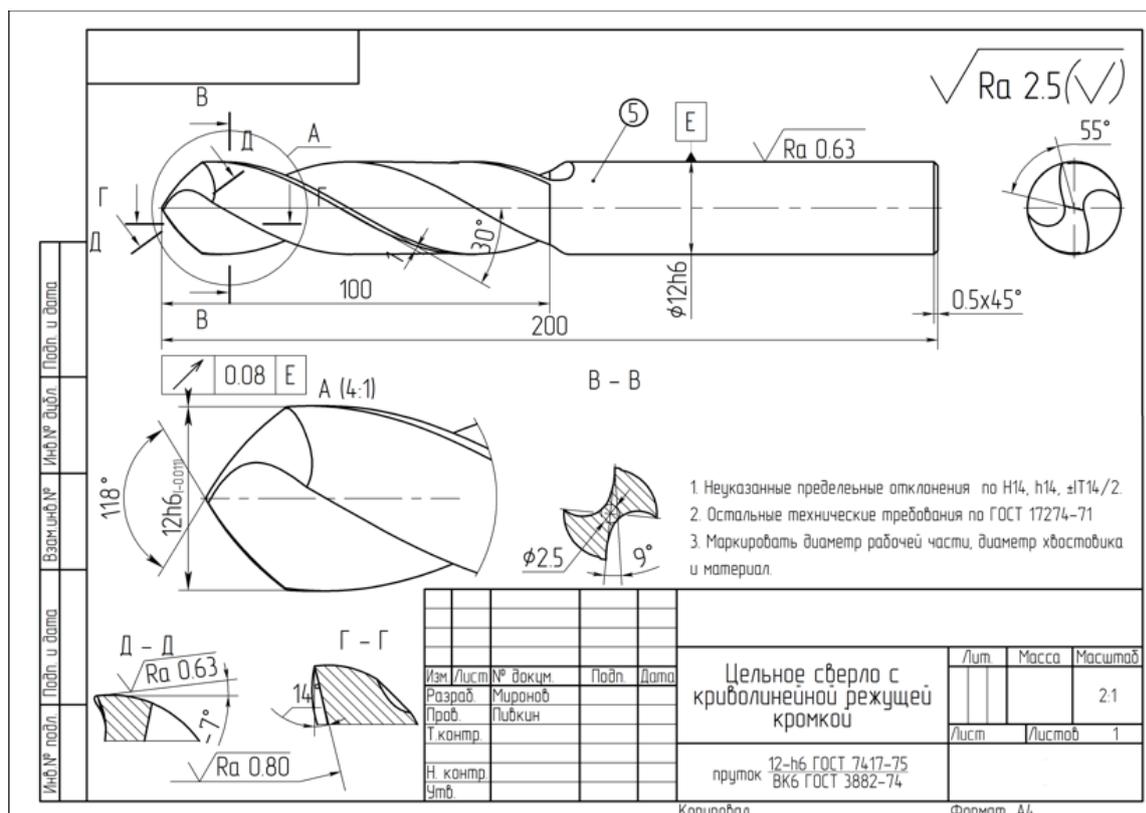


Рис. 4. Чертеж спирального сверла с тороидальной заточкой задней поверхности

Fig. 4. Technical drawing of a twist drill with toroidal flank surface

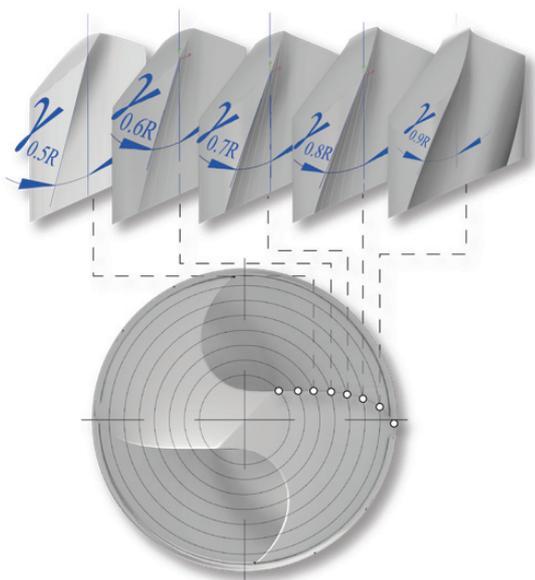


Рис. 5. Определение переднего угла на сверле с тороидальной заточкой задней поверхности

Fig. 5. Defining the rake angle on a drill with the toroidal flank surface

механические силы в моделировании МКЭ. Поэтому нагрузка в данном анализе прикладывается под углом, который задается касательной к траектории движения режущего клина в зоне

подачи на оборот  $S$  (0,2 мм/об). Зона приложения сил резания переформируется в зависимости от ширины срезаемого слоя при различных радиусах кривизны режущей кромки при постоянной подаче. Закрепление инструмента осуществляется по цилиндрической поверхности.

Минимальный размер элемента сетки должен быть как минимум в три раза меньше толщины стружки для моделирования образования стружки, и в этом случае соответствует очень мелкой локальной сетке.

Поскольку в работе варьируется форма осевого сечения сверла, то и форма срезаемого припуска изменяется. Поэтому для задания зоны нагружения целесообразно провести анализ срезаемого слоя с одной постоянной подачей ( $S = 0,2$  мм/об) при разных формах профилей производящих поверхностей (табл. 2).

На полученных схемах наблюдается значительное уменьшение срезаемого слоя на периферии при уменьшении радиуса кривизны образующей задней поверхности, что свидетельствует об уменьшении действующих на режущую кромку сил и формировании более благоприятных условий процесса резания.

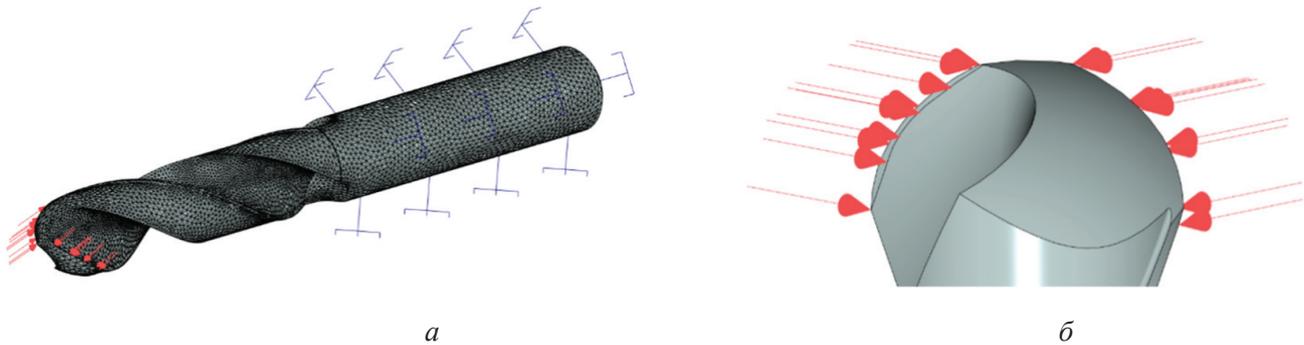


Рис. 6. Модель сверла с тороидальной заточкой в САЕ-системе SolidWorks Simulation:

*a* – вид в изометрии модели с сеткой; *б* – вид сбоку приложенных нагрузок

Fig. 6. Model of a drill with the toroidal flank surface in the SolidWorks Simulation CAE system:

*a* – isometric view of the model with a mesh; *b* – side view of applied loads

Таблица 2

Table 2

**Сравнение формы срезаемого слоя спиральными сверлами с различными параметрами задней поверхности (ЗП)**

**Comparison of the shape of the cut layer using twist drills with different parameters of the flank surface**

Параметр	Коническая заточка ЗП	Тороидальная заточка ЗП (2,5R)	Тороидальная заточка ЗП (1,25R)	Тороидальная заточка ЗП ( $R_{t\min}$ )
Срезаемый слой на периферии	$t = 0,19$ мм	$t = 0,17$ мм	$t = 0,13$ мм	$t = 0,04$ мм
Схема припуска				

В настоящей работе для проведения МКЭ сетка модели представляла собой трехмерные многогранники – тетраэдры. С одной стороны, они способны обеспечить высокую степень адаптации к сложной геометрии режущей части сверла с тороидальной задней поверхностью, с другой – предполагают высокую вычислительную сложность расчета. Для получения достоверных результатов также необходимо, чтобы размер элементов сетки был не менее чем в три раза меньше толщины снимаемой стружки. Вследствие данных ограничений размер сетки был выбран 0,02 мм для получения достоверных результатов напряжений на режущую часть различных конструкций сверл (рис. 7).

В качестве материала режущего инструмента был выбран твердый сплав ВК6 ввиду его эффективного применения в случае материалов, при обработке которых преобладает абразивное

изнашивание, например чугунов. Физико-механические свойства материала ВК6 для создания модели материала представлены в табл. 3.

По завершении решения задачи имеются эпюры эквивалентных напряжений и перемещений сверл с конической и тороидальной заточкой задней поверхности.

### Результаты и их обсуждение

По предложенной выше методике получены контрольные результаты измерения передних (рис. 8, *a*) и задних углов (рис. 8, *б*) для четырех конструкций спиральных сверл – одной конструкции с конической заточкой задней поверхности и трех конструкций с тороидальной заточкой задней поверхности с варьированием радиуса образующей тороидальной поверхности  $R_t$  ( $R_{t\min}$ , 1,25R, 2,5R). Исходные значения углов

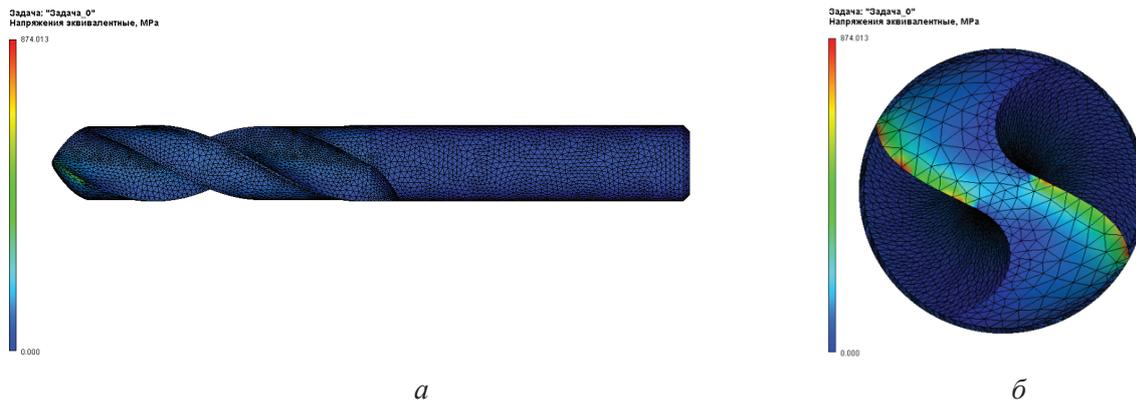


Рис. 7. Эпюра эквивалентных напряжений сверла с криволинейной задней поверхностью:

*a* – вид сбоку; *б* – вид с торца

Fig. 7. Epure of equivalent stresses of a drill with a toroidal flank surface:

*a* – side view; *б* – end view

Таблица 3

Table 3

**Физико-механические свойства материала ВК6**

**Physical and mechanical properties of hard alloy**

Физико-механические свойства ВК6	Значение
Предел прочности при изгибе, МПа, не менее	1500
Предел прочности при сжатии, МПа, не менее	4300
Плотность, г/см <sup>3</sup> , не менее	14,6
Твердость HRA, не менее	88,5

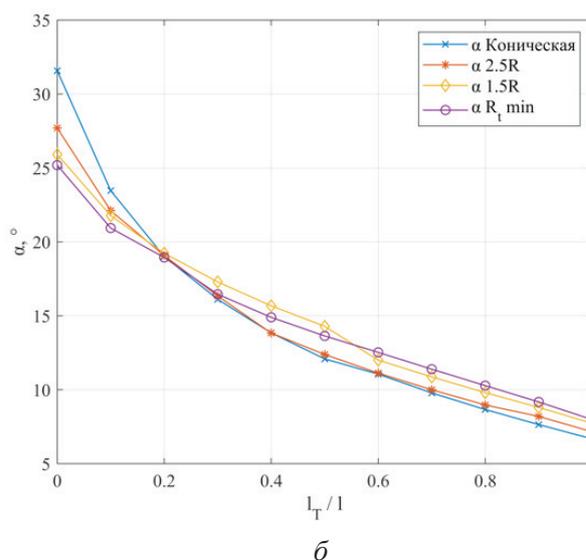
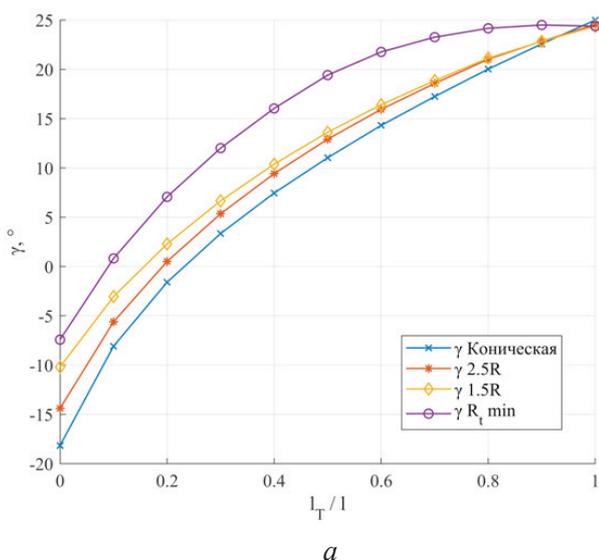


Рис. 8. Графики зависимости переднего (*a*) и заднего (*б*) углов различных конструкций сверл от отношения длины главной РК в контрольной точке, измеренной от начального положения, к общей длине главной РК

Fig. 8. Graphs of the dependence of the rake (*a*) and clearance (*б*) angles of various drill designs on the ratio of the length of the main cutting edge at the measurement point from the initial position, to the total length of the main cutting edge

при тороидальной заточке задней поверхности: переднего угла  $\gamma = 30^\circ$ ;  $\gamma_N = 25^\circ$ , при переходе в подточку  $\gamma_p = 2^\circ$ ; заднего угла  $\alpha = 8^\circ$ ,  $\alpha_N = 8^\circ$ , при переходе в подточку  $\alpha_p = 22^\circ$ .

По результатам анализа графиков установлено, что сверла с тороидальной заточкой задних поверхностей имеют более равномерное уменьшение переднего угла от периферии к центру. Характер изменения переднего и заднего угла у сверл с тороидальной заточкой задней поверхности идентичен характеру изменения геометрических параметров сверл с конической заточкой. Передний угол  $\gamma$  принимает наибольшее значения, а задний угол  $\alpha$  – наименьшее на периферии сверла. Величина диапазона изменения переднего угла уменьшилась с  $[-18^\circ; 25^\circ]$  до  $[2^\circ; 25^\circ]$ , что говорит об уменьшении диапазона на 86 %. При уменьшении радиуса образующей задней тороидальной поверхности выявлено снижение интенсивности уменьшения переднего угла и увеличения заднего угла. Эта тенденция делает изменение величины угла заострения режущего клина от периферии к центру более равномерным. Величина диапазона изменения угла заострения режущего клина уменьшилась с  $[58^\circ; 77^\circ]$  до  $[56^\circ; 68^\circ]$ , что говорит об уменьшении диапазона на 56 %. Конструкция сверл с заточкой задней поверхности с минимальным радиусом образующей имеет наилучшее распределение переднего угла: практически полностью вдоль всей режущей кромки передний угол имеет положительное значение. Это позволит применять такие конструкции сверл без дополнительной заточки в центре с эксплуатационными показателями, соизмеримыми с показателями сверл с заточкой в центре.

График зависимости угла заострения режущего клина  $\beta$  от отношения длины главной РК в контрольной точке, измеренной от начального положения, к общей длине главной РК представлен на рис. 9. По графику можно установить, что применение сверл с заточкой задней поверхности с минимальным радиусом образующей обеспечивает равномерный угол заострения режущего клина вплоть до 0,45 от длины РК сверла как раз в той зоне, которая подвергается наиболее интенсивному нагружению.

Для эпюры эквивалентных напряжений и перемещений сверл с конической и тороидальной заточкой задней поверхности проведен ана-

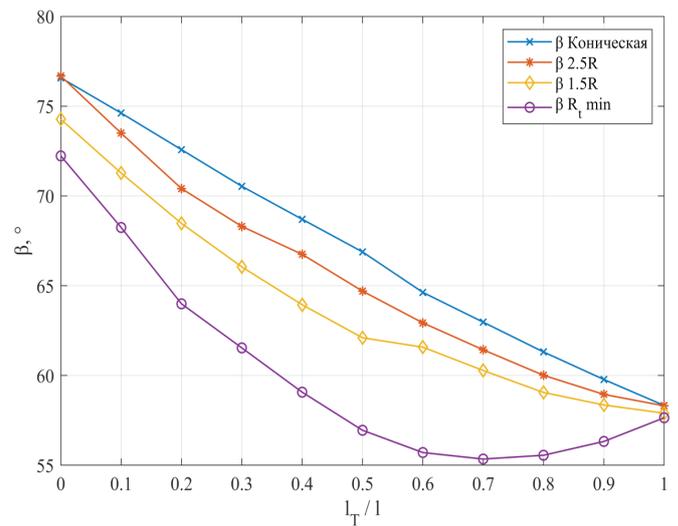


Рис. 9. График зависимости угла заострения режущего клина  $\beta$  от отношения длины главной РК в контрольной точке, измеренной от начального положения, к общей длине главной РК

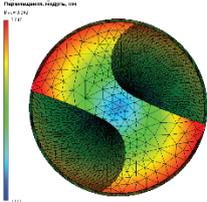
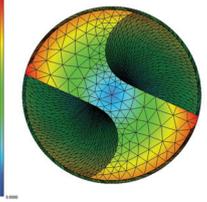
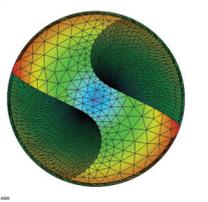
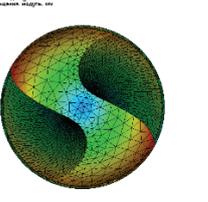
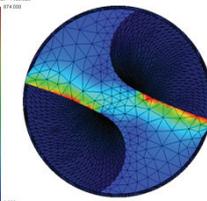
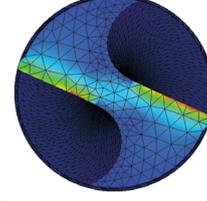
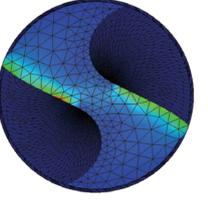
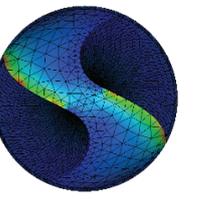
Fig. 9. Graph of the dependence of the angle of the cutting wedge  $\beta$  on the ratio of the length of the main cutting edge at the measurement point from the initial position, to the total length of the main cutting edge

лиз методом МКЭ по вышеописанной методике. Результаты упругих перемещений и эквивалентных напряжений в режущем клине сверл с различной формой заточки вынесены в табл. 4.

Анализ полученных результатов показывает, что максимальное напряжение у сверла с минимальным радиусом образующей задней поверхности – минимальное из всех рассматриваемых конструкций сверл, что свидетельствует о более рациональном распределении припуска и геометрических параметров вдоль режущей кромки. Режущий клин вдоль режущей кромки имеет площадь поперечного сечения, наиболее близкую к постоянной, что позволяет судить о наилучших прочностных характеристиках сверла с тороидальной заточкой с минимальным радиусом образующей  $R_{t \min}$ , формирующей заднюю поверхность. Были рассмотрены напряжения в равноудаленных друг от друга точках режущей кромки, а также измерены угловые значения положения этих точек от оси сверла согласно методике проектирования сверл с тороидальной задней поверхностью. Полученные результаты приведены в табл. 5, и на их основе построен график зависимости напряжения от углового положения контрольной точки на режущей кромке в инструментальной системе

**Результаты эпюры максимальных эквивалентных напряжений и перемещений в режущем клине сверл с различными параметрами задней поверхности (ЗП)**

**Results of an epure of the maximum equivalent stresses and displacements in the cutting wedge for drills with different parameters of the flank surface**

Вид МКЭ-анализа	Коническая заточка ЗП	Тороидальная заточка ЗП (2,5R)	Тороидальная заточка ЗП (1,25R)	Тороидальная заточка ЗП ( $R_{t\min}$ )
Перемещения, мм	 max = 0,049 мм	 max = 0,052 мм	 max = 0,050 мм	 max = 0,045 мм
Эквивалентные напряжения, МПа	 max = 1465,926 МПа	 max = 1412,569 МПа	 max = 991,473 МПа	 max = 874,013 МПа

**Результаты эпюры эквивалентных напряжений и перемещений вдоль режущих кромок сверл с различными параметрами задней поверхности (ЗП)**

**Results of an epure of equivalent stresses and displacements along the cutting edges of drills with different parameters of the flank surface**

Коническая заточка ЗП			Тороидальная заточка ЗП (2,5R)			Тороидальная заточка ЗП (1,25R)			Тороидальная заточка ЗП ( $R_{t\min}$ )		
$\sigma$ , МПа	$\Psi$ , град	$\lambda$ , град	$\sigma$ , МПа	$\Psi$ , град	$\lambda$ , град	$\sigma$ , МПа	$\Psi$ , град	$\lambda$ , град	$\sigma$ , МПа	$\Psi$ , град	$\lambda$ , град
1064,85	29,0289	5,8	740,4581	32,0511	0,891	557,1906	36,3369	17,82	499,1	46,81	60
1039,035	27,825	3,8	741,7603	29,9989	0,956	558,1982	33,0369	10,63	462,4	40,6211	40,52
802,4772	25,7869	1,33	694,3632	27,3139	1,052	424,1168	29,4411	5,36	217,7	34,7439	24,7
681,772	22,1639	1,2	622,1755	23,2369	1,124	433,9531	24,7761	2,13	207,4	28,6361	5,26
595,8291	15,1731	2,33	585,3223	15,8989	1,112	722,0529	17,0239	2,09	390,2	20,065	0,75
460,658	0	4	458,2239	0	1,326	654,7368	0	1,016	226,3	0	1,5

координат (рис. 10), а также совмещенный график зависимости угла наклона режущей кромки и эквивалентных напряжений в конструкции сверла от углового положения на режущей кромке (рис. 11).

Было выявлено, что при уменьшении радиуса образующей, формирующей заднюю поверхность, увеличивается длина режущей кромки, что приводит к интегральному снижению напряжений в режущем клине вдоль всего режущего

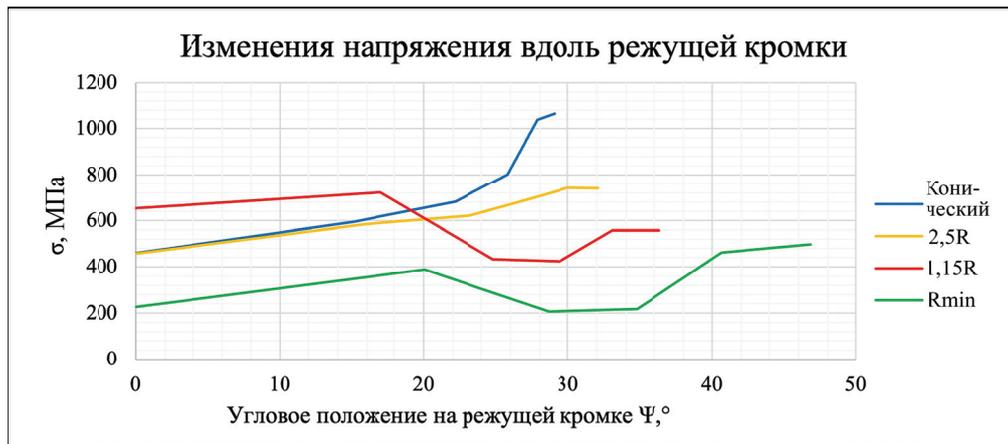


Рис. 10. График изменения внутренних напряжений конструкции сверла относительно углового положения контрольной точки на режущей кромке

Fig. 10. Graph of variance in internal stresses of the drill structure relative to the angular position of the measurement point on the cutting edge

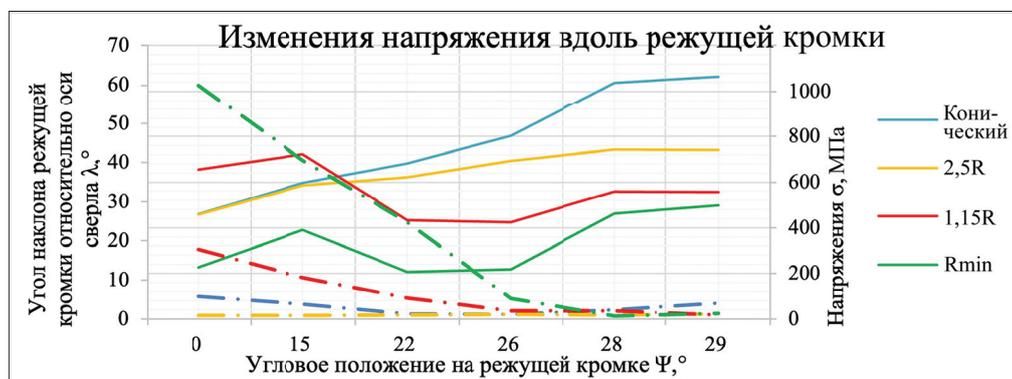


Рис. 11. Совмещенный график зависимости угла наклона режущей кромки и эквивалентных напряжений в конструкции сверла от углового положения на режущей кромке

Fig. 11. Combined graph of the dependence of the cutting edge angle and equivalent stresses in the drill design on the angular position on the cutting edge

клина и доказывает более рациональное назначение геометрических параметров вдоль режущей кромки. Установлено, что конструкция сверла с режущей клиновидной частью и режущей кромкой с большим значением  $\lambda$  может оказывать как положительное, так и отрицательное влияние на ресурс работы сверла. При небольшой продолжительности такого участка элемент режущего клина выступает в роли концентратора напряжений, принимая значимую часть нагрузки на изгиб, а в случае более продолжительного участка с плавным изменением угла усилия равномерно распределяются по режущему клину. Поэтому такая конструкция позволяет значительно повысить сопротивление хрупкому разрушению. Этот эффект может быть усилен равномерной

площадью поперечного сечения режущего клина вдоль режущей кромки.

Установленные закономерности являются основой для формирования методики проектирования сверл с тороидальной задней поверхностью и послужили предпосылкой к созданию комплексной САПР сверл. Настоящая работа имеет важное значение для понимания геометрических особенностей конструкции сверл с нестандартной формой задней поверхности. После подтверждения актуальности применения конструкций сверл с новой формой заточки логичным направлением развития настоящей работы является раскрытие аналитических взаимосвязей между формой режущих кромок, винтовой канавки и формой задней поверхности.

## Выводы

1. В данном исследовании решена прикладная задача: впервые предложена комплексная методика автоматизированного проектирования сверл, включая проектирование новых конструкций сверл с тороидальной задней поверхностью. Алгоритм системы автоматизированного проектирования сверл с тороидальной задней поверхностью подробно рассмотрен при разработке каждой функциональной поверхности в системе твердотельного моделирования.

2. Проведено исследование влияния изменения радиуса образующей задней поверхности на величину передних углов с целью определения области применения и выявления наилучших геометрических параметров инструмента на различных конструкциях сверл с тороидальной задней поверхностью. Установлено, что с уменьшением радиуса образующей задней поверхности уменьшается диапазон изменения переднего угла и угла заострения режущего клина по сравнению с конструкцией сверл с конической заточкой задней поверхности. Было установлено, что инструмент с минимальным допустимым радиусом образующей задней поверхности имеет наилучший характер распределения передних углов и углов заострения режущего клина вдоль режущей кромки. Величина диапазона изменения переднего угла уменьшилась с  $[-18^\circ; 25^\circ]$  до  $[2^\circ; 25^\circ]$ , что говорит об уменьшении диапазона на 86 %. Величина диапазона изменения угла заострения режущего клина уменьшилась с  $[58^\circ; 77^\circ]$  до  $[56^\circ; 68^\circ]$ , что говорит об уменьшении диапазона на 56 %. Сверла с такой заточкой задней поверхности могут быть использованы без дополнительной подточки к центру, так как передний угол находится в положительном диапазоне значений вплоть до участка перехода главной РК в поперечную РК. Установлено, что угол заострения режущего клина имеет значение, близкое к постоянному, вплоть до  $0,45l_T/l$ , при этом диапазон угла заострения уменьшился с  $[58^\circ; 68^\circ]$  до  $[56^\circ; 58^\circ]$ , что говорит об улучшении геометрических параметров до пяти раз. Эти показатели превышают все существующие на сегодняшний день показатели аналогичных конструкций спиральных сверл.

3. В результате конечно-элементного моделирования установлено снижение эквивалентных напряжений в режущем клине интегрально

с 4644,62 до 2003,1 МПа за счет применения сверл с тороидальной задней поверхностью с минимальным радиусом образующей (снижение напряжений в 2,31 раза). При этом максимальные эквивалентные напряжения снизились с 1064,85 до 499,1 МПа (снижение напряжений в 2,13 раза).

## Список литературы

1. Режущий инструмент / Д.В. Кожевников, В.А. Гречишников, С.В. Кирсанов, В.И. Кокарев, А.Г. Схиртладзе; под ред. С.В. Кирсанова. – 3-е изд. – М.: Машиностроение, 2007. – 526 с. – ISBN 978-5-217-03373-7.
2. Семенченко И.И., Матюшин В.М., Сахаров Г.Н. Проектирование металлорежущих инструментов. – М.: Машгиз, 1963. – 952 с.
3. An applied explicit mathematical model of conical drill point geometry without flank rubbing / T. Zeng, Z.C. Chen, Z. Liu, Z. Yi, S. Wang // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2020. – Vol. 106 (9–10). – P. 3707–3720. – DOI: 10.1007/s00170-019-04759-y.
4. Патент № 2528593 Российская Федерация. Спиральное сверло с криволинейными режущими кромками: заявл. 17.12.2012; опублик. 20.09.2014 / Ю.Е. Петухов, А.А. Водовозов.
5. Investigation of the effects of drill geometry on drilling performance and hole quality / M. Yavuz, H. Gökçe, İ. Çiftçi, H. Gökçe, Ç. Yavaş, U. Şeker // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2020. – Vol. 106 (9–10). – P. 4623–4633. – DOI: 10.1007/s00170-019-04843-3.
6. Abele E., Fajara M. Simulation-based twist drill design and geometry optimization // CIRP Annals. – 2010. – Vol. 59 (1). – P. 145–150. – DOI: 10.1016/j.cirp.2010.03.063.
7. Pirtini M., Lazoglu I. Forces and hole quality in drilling // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2005. – Vol. 45 (11). – P. 1271–1281. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2005.01.004.
8. Ren K., Ni J. Analyses of drill flute and cutting angles // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 1999. – Vol. 15 (8). – P. 546–553. – DOI: 10.1007/s001700050100.
9. A new method for the precise determination of rational geometric parameters of the helical groove and cutting part of high-performance tri-flute / P.M. Pivkin, V.A. Grechishnikov, A.A. Ershov, A.B. Nadykto // Proceedings of SPIE. – 2020. – Vol. 11540. – P. 1154014. – DOI: 10.1117/12.2574392.
10. Grigor'ev S.N. Volosova M.A. Complex surface hardening of oxide-carbide ceramic cutting tools //

Russian Engineering Research. – 2005. – Vol. 25 (9). – P. 7–12.

11. Geometry modifications of single-lip drills to improve cutting fluid flow / A. Baumann, E. Oezkaya, D. Biermann, P. Eberhard // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2022. – Vol. 121 (3–4). – P. 1689–1695. – DOI: 10.1007/s00170-022-09400-z.

12. Grigor'ev S.N., Myachenkov V.I., Kuzin V.V. Automated thermal-strength calculations of ceramic cutting plates // *Russian Engineering Research*. – 2011. – Vol. 31 (11). – P. 1060–1066. – DOI: 10.3103/S1068798X111110086.

13. Study on nano-cutting of brittle material by molecular dynamics using dynamic modeling / J. Wang, X. Zhang, F. Fang, F. Xu, R. Chen, Z. Xue // *Computational Materials Science*. – 2020. – Vol. 183. – P. 109851. – DOI: 10.1016/j.commatsci.2020.109851.

14. A review of simulation and experiment research on cutting mechanism and cutting force in nanocutting process / D. Chen, S. Wu, Y. He, Y. Luo, X. Wang // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2022. – Vol. 121 (3–4). – P. 1533–1574. – DOI: 10.1007/s00170-022-09051-0.

15. Finite element modelling and experimental validation of the graphite cutting process / D. Yang, F. Wei, W. Wang, Y. Zhang, L. Zeng // *Processes*. – 2023. – Vol. 11 (9). – P. 2546. – DOI: 10.3390/pr11092546.

16. Wang J., Fang F., Li L. Cutting of graphite at atomic and close-to-atomic scale using flexible enhanced molecular dynamics // *Nanomanufacturing and Metrology*. – 2022. – Vol. 5 (3). – P. 240–249. – DOI: 10.1007/s41871-022-00128-8.

17. Wang J., Fang F. Nanometric cutting mechanism of silicon carbide // *CIRP Annals*. – 2021. – Vol. 70 (1). – P. 29–32. – DOI: 10.1016/j.cirp.2021.04.068.

18. Effect of boron-doped diamond interlayer on cutting performance of diamond coated micro drills for graphite machining / X. Lei, L. Wang, B. Shen, F. Sun, Z. Zhang // *Materials*. – 2013. – Vol. 6 (8). – P. 3128–3138. – DOI: 10.3390/ma6083128.

19. Agapiou J.S., DeVries M.F. On the determination of thermal phenomena during drilling. Part I. Analytical models of twist drill temperature distributions / J.S. Agapiou, M.F. DeVries // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 1990. – Vol. 30 (2). – P. 203–215. – DOI: 10.1016/0890-6955(90)90130-B.

20. Thermal aspects in deep hole drilling of aluminium cast alloy using twist drills and MQL / D. Biermann, I. Iovkov, H. Blum, A. Rademacher, K. Taebi, F.T. Suttmeier, N. Klein // *Procedia CIRP*. – Vol. 3. – P. 245–250. – DOI: 10.1016/j.procir.2012.07.043.

21. Image processing of advance milling cutters to automate the measurement of the geometric parameters of the cutting edge on optical measuring systems / P.M. Pivkin, I.V. Minin, M.A. Volosova, V.B. Romanov, A.B. Nadykto // *Proceedings SPIE*. – 2021. – Vol. 11914. – P. 1191412. – DOI: 10.1117/12.2605754.

22. Wang Q., Wang D., Fang Y. Research on chip mechanism of Inconel 718 with ultrasonic assisted drilling by step drill // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2023. – Vol. 126 (5–6). – P. 2579–2594. – DOI: 10.1007/s00170-023-11212-8.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2023 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Influence of the shape of the toroidal flank surface on the cutting wedge angles and mechanical stresses along the drill cutting edge

Petr Pivkin <sup>a, \*</sup>, Artem Ershov <sup>b</sup>, Nikita Mironov <sup>c</sup>, Alexey Nadykto <sup>d</sup>

Moscow State University of Technology “STANKIN”, 3a Vadkovski Lane., Moscow, 127055, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-7547-4652>,  [PMPivkin@gmail.com](mailto:PMPivkin@gmail.com); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-3966-7032>,  [a.ershov@stankin.ru](mailto:a.ershov@stankin.ru);

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0009-0002-4205-6996>,  [dzr1380im@gmail.com](mailto:dzr1380im@gmail.com); <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-3652-7421>,  [a.nadykto@stankin.ru](mailto:a.nadykto@stankin.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 01 September 2023

Revised: 18 September 2023

Accepted: 27 September 2023

Available online: 15 December 2023

#### Keywords:

Drill  
 Toroidal flank surface  
 Cutting wedge  
 FEM

#### Funding

This project has received funding from the Russian Science Foundation (Project No. 23-29-00999, <https://rscf.ru/project/23-29-00999/>).

The authors carried out research on the equipment of the Center of collective use of MSTU “STANKIN” (agreement No. 075-15-2021-695, 26/07/2021).

### ABSTRACT

**Introduction.** Drilling holes with standard tolerance varying from *IT8* to *IT12* is widely used in industrial production. However, at present time, there are neither comprehensive studies, nor scientifically justified recommendations for the rational choice of the geometry of the cutting part of drills with a toroidal flank surface. Therefore, the computer-aided design (*CAD*) of new drill designs with a toroidal flank surface and finite element modeling (*FEM*) of the stressed state of its cutting part are important tasks. **The purpose of the work** is reducing both the range of change in the rake angle and the wedge angle of the cutting wedge along the cutting edge from the periphery to the center and the equivalent stresses in the cutting wedge. In this paper we investigate changes in the rake and wedge angles of the cutting wedge depending on the radius of the generatrix line of the toroidal flank surface as well as changes in equivalent stresses in the cutting wedge, which depend on changes in the radius of the generatrix line of the toroidal flank surface. **The research methods** include the fundamentals of the theory of cutting, *CAD* methods, and the *FEM*, which was applied in this work to new drill designs. **Results and discussion.** It is found that the range of changes in the rake angle and the wedge angle of the cutting wedge of the drill decreases compared to the standard design with decreasing radius of the generatrix line of the flank surface. A *CAD* system for drills with a toroidal flank surface is developed. As a result, the range of changes in the rake angle along the cutting edge decreased by 86 % for a drill with a minimum radius of the generatrix line of the toroidal surface compared to that with the conical flank surface, the range of the wedge angle of the cutting wedge decreased by 56 %, and the maximum equivalent stresses decreased by 2.13 times. It is also important to note that in this case, the wedge angle is close to constant for half of the drill tooth. These indicators exceed those for existing designs of the twist drills that indicate the key achievement of this paper.

**For citation:** Pivkin P.M., Ershov A.A., Mironov N.E., Nadykto A.B. Influence of the shape of the toroidal flank surface on the cutting wedge angles and mechanical stresses along the drill cutting edge. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 151–166. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-151-166. (In Russian).

### References

1. Kozhevnikov D.V., Grechishnikov V.L., Kirsanov S.V., Kokarev V.I., Skhirtladze A.G. *Rezhushchii instrument* [Cutting tool]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2007. 528 p. ISBN 978-5-217-03373-7.
2. Semenchenko I.I., Matyushin V.M., Sakharov G.N. *Proektirovanie metallorzhushchikh instrumentov* [Design of cutting tools]. Moscow, Mashgiz Publ., 1963. 952 p.
3. Zeng T., Chen Z.C., Liu Z., Yi Z., Wang S. An applied explicit mathematical model of conical drill point geometry without flank rubbing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, vol. 106 (9–10), pp. 3707–3720. DOI: 10.1007/s00170-019-04759-y.

#### \* Corresponding author

Pivkin Petr M., Ph.D. (Engineering), Associate Professor  
 Moscow State University of Technology “STANKIN”,  
 3a Vadkovsky Lane,  
 127055, Moscow, Russian Federation  
 Tel.: +7 (903) 231-66-80, e-mail: PMPivkin@gmail.com

4. Petukhov J.E., Vodovozov A.A. *Spiral'noe sverlo s krivolineinymi rezhushchimi kromkami* [Twist drill with curvilinear lip]. Patent RF, no. 2528593, 2014.
5. Yavuz M., Gökçe H., Çiftçi İ., Gökçe H., Yavaş Ç., Şeker U. Investigation of the effects of drill geometry on drilling performance and hole quality. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, vol. 106 (9–10), pp. 4623–4633. DOI: 10.1007/s00170-019-04843-3.
6. Abele E., Fujara M. Simulation-based twist drill design and geometry optimization. *CIRP Annals*, 2010, vol. 59 (1), pp. 145–150. DOI: 10.1016/j.cirp.2010.03.063.
7. Pirtini M., Lazoglu I. Forces and hole quality in drilling. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2005, vol. 45 (11), pp. 1271–1281. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2005.01.004.
8. Ren K., Ni J. Analyses of drill flute and cutting angles. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 1999, vol. 15 (8), pp. 546–553. DOI: 10.1007/s001700050100.
9. Pivkin P.M., Grechishnikov V.A., Ershov A.A., Nadykto A.B. A new method for the precise determination of rational geometric parameters of the helical groove and cutting part of high-performance tri-flute. *Proceedings of SPIE*, 2020, vol. 11540, p. 1154014. DOI: 10.1117/12.2574392.
10. Grigor'ev S.N., Volosova M.A. Complex surface hardening of oxide-carbide ceramic cutting tools. *Russian Engineering Research*, 2005, vol. 25 (9), pp. 7–12.
11. Baumann A., Oezkaya E., Biermann D., Eberhard P. Geometry modifications of single-lip drills to improve cutting fluid flow. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, vol. 121 (3–4), pp. 1689–1695. DOI: 10.1007/s00170-022-09400-z.
12. Grigor'ev S.N., Myachenkov V.I., Kuzin V.V. Automated thermal-strength calculations of ceramic cutting plates. *Russian Engineering Research*, 2011, vol. 31 (11), pp. 1060–1066. DOI: 10.3103/S1068798X11110086.
13. Wang J., Zhang X., Fang F., Xu F., Chen R., Xue Z. Study on nano-cutting of brittle material by molecular dynamics using dynamic modeling. *Computational Materials Science*, 2020, vol. 183, pp. 109851. DOI: 10.1016/j.commatsci.2020.109851.
14. Chen D., Wu S., He Y., Luo Y., Wang X. A review of simulation and experiment research on cutting mechanism and cutting force in nanocutting process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, vol. 121 (3–4), pp. 1533–1574. DOI: 10.1007/s00170-022-09051-0.
15. Yang D., Wei F., Wang W., Zhang Y., Zeng L. Finite element modelling and experimental validation of the graphite cutting process. *Processes*, 2023, vol. 11 (9), p. 2546. DOI: 10.3390/pr11092546.
16. Wang J., Fang F., Li L. Cutting of graphite at atomic and close-to-atomic scale using flexible enhanced molecular dynamics. *Nanomanufacturing and Metrology*, 2022, vol. 5 (3), pp. 240–249. DOI: 10.1007/s41871-022-00128-8.
17. Wang J., Fang F. Nanometric cutting mechanism of silicon carbide. *CIRP Annals*, 2021, vol. 70 (1), pp. 29–32. DOI: 10.1016/j.cirp.2021.04.068.
18. Lei X., Wang L., Shen B., Sun F., Zhang Z. Effect of boron-doped diamond interlayer on cutting performance of diamond coated micro drills for graphite machining. *Materials*, 2013, vol. 6 (8), pp. 3128–3138. DOI: 10.3390/ma6083128.
19. Agapiou J.S., DeVries M.F. On the determination of thermal phenomena during drilling. Part I. Analytical models of twist drill temperature distributions. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 1990, vol. 30 (2), pp.203–215. DOI: 10.1016/0890-6955(90)90130-B.
20. Biermann D., Iovkov I., Blum H., Rademacher A., Taebi K., Suttmeier F.T., Klein N. Thermal aspects in deep hole drilling of aluminium cast alloy using twist drills and MQL. *Procedia CIRP*, 2012, vol. 3, pp. 245–250. DOI: 10.1016/j.procir.2012.07.043.
21. Pivkin P.M., Minin I.V., Volosova M.A., Romanov V.B., Nadykto A.B. Image processing of advance milling cutters to automate the measurement of the geometric parameters of the cutting edge on optical measuring systems. *SPIE Proceedings*, 2021, vol. 11914, p. 1191412. DOI: 10.1117/12.2605754.
22. Wang Q., Wang D., Fang Y. Research on chip mechanism of Inconel 718 with ultrasonic assisted drilling by step drill. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2023, vol. 126 (5–6), pp. 2579–2594. DOI: 10.1007/s00170-023-11212-8.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



## Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Влияние внутренних напряжений на интенсивность коррозионных процессов конструкционной стали

Роман Соколов<sup>a, \*</sup>, Камиль Муратов<sup>b</sup>, Анатолий Венедиктов<sup>c</sup>, Расул Мамадалиев<sup>d</sup>

Тюменский индустриальный университет, ул. Володарского, 38, г. Тюмень, 625000, Россия

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-5867-8170>,  [falcon.rs@mail.ru](mailto:falcon.rs@mail.ru); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-8079-2022>,  [muratows@mail.ru](mailto:muratows@mail.ru);

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-6899-4297>,  [annattoliy@gmail.com](mailto:annattoliy@gmail.com); <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-0813-0961>,  [mamadaliyeva@tyuiu.ru](mailto:mamadaliyeva@tyuiu.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 539.24; 620.19

#### История статьи:

Поступила: 09 августа 2023

Рецензирование: 21 августа 2023

Принята к печати: 09 сентября 2023

Доступно онлайн: 15 декабря 2023

#### Ключевые слова:

Остаточные внутренние напряжения

Микроструктура

Степень анизотропии зерна

Конструкционная сталь

Остаточная деформация

Скорость коррозии

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Поведение металла в коррозионной среде может быть неоднозначным, что связано с особенностями протекания коррозионного процесса. Влияние на процесс коррозии оказывают как внешние, так и внутренние факторы. Внешние факторы определяются температурой, влажностью, типом коррозионной среды и др. Внутренние факторы зависят от параметров системы (материала): наличия включений, фазового состава, структуры, величины внутренних остаточных напряжений. Внутренние факторы неоднозначно влияют на поведение материала в определенной агрессивной среде, что в конечном итоге сказывается на времени коррозионного разрушения материала и, как следствие, на времени эксплуатации объектов, изготовленных из данного материала. Потому дифференциация влияния различных внутренних факторов на скорость протекания коррозионного процесса в агрессивной среде является приоритетным направлением исследований. **Цель настоящей работы:** рассмотрение влияния величины внутренних остаточных напряжений на скорость коррозионного процесса в агрессивной среде – 5%-м растворе серной кислоты. **Объектом исследования** в работе является листовая прокат стали Ст3 в состоянии поставки после различной по величине пластической деформации, из которого были изготовлены исследуемые образцы. **Методы исследования.** Изучение микроструктуры деформированных образцов осуществлялось на оптическом микроскопе Olympus GX53; программное обеспечение SIAMS 800 использовалось для определения балла зеренной структуры и определения анизотропии структуры после деформации материала; рентгеновский дифрактометр ДРОН-7 – для регистрации дифрактограмм и определения величины внутренних напряжений; лабораторные весы SHIMADZU UW620h – для измерения массы исследуемых образцов. Растяжение образцов производилось на универсальной испытательной машине И1185М (100 кН). **Результаты и обсуждение.** Полученные результаты показывают, что пластическая деформация материала в направлении проката оказывает неоднозначное воздействие на анизотропию структуры. При повышении степени пластической деформации происходит неоднозначное изменение величины анизотропии зерна, что связано с внутренними эффектами протекающих в структуре материала процессов при пластической деформации, такими как скольжение кристаллической решетки в направлениях  $\{111\} <110>$  и возникновение обратных остаточных внутренних напряжений из-за наличия в структуре стали включений. Однако при этом степень пластической деформации достаточно хорошо коррелирует с величиной внутренних остаточных напряжений. Рост величины внутренних остаточных напряжений приводит к возрастанию скорости коррозии конструкционной стали Ст3 в 5%-м растворе соляной кислоты. Полученная зависимость описывается линейным уравнением с высоким коэффициентом детерминации, что свидетельствует о наличии сильной связи между величиной внутренних остаточных напряжений и скоростью коррозии материала. При этом коэффициент влияния величины внутренних напряжений на скорость коррозии равен 0,72, что дополнительно доказывает наличие взаимосвязи между рассматриваемыми параметрами.

**Для цитирования:** Влияние внутренних напряжений на интенсивность коррозионных процессов конструкционной стали / Р.А. Соколов, К.Р. Муратов, А.Н. Венедиктов, Р.А. Мамадалиев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 167–179. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-167-179.

### Введение

Наличие в изделии из стали остаточных напряжений может привести к короблению поверхности, образованию трещин при механических воздействиях, изменению поведения конструкций при различных по характеру нагрузках и способствует ускоренному коррозион-

#### \*Адрес для переписки

Соколов Роман Александрович, аспирант, ассистент  
 Тюменский индустриальный университет,  
 ул. Володарского, 38,  
 625000, г. Тюмень, Россия  
 Тел.: +7 (919) 925-88-47, e-mail: [falcon.rs@mail.ru](mailto:falcon.rs@mail.ru)

ному процессу [1–3]. Ввиду того что на площадках промышленных предприятий в большинстве случаев оборудование работает с ускоряющими процесс коррозии агрессивными средами, наличие внутренних напряжений, влияющих на этот процесс, становится значительным фактором. Однако не стоит забывать, что в процессе коррозионного разрушения имеют место различные механизмы [8–11], связанные с наличием включений, величиной внутренних напряжений, дисперсностью материала и др. Влияние этих механизмов на коррозионный процесс неоднозначно, именно по этой причине необходимо четко дифференцировать оказываемое на коррозионные процессы воздействие со стороны напряжений второго рода.

Существуют термические методы обработки изделий, уменьшающие внутренние напряжения, например отжиг, отпуск и обработка холодом [7]. Применение термических методов может снизить прочность материала или даже привести к повышенной коррозионной восприимчивости.

Для уменьшения внутренних остаточных напряжений могут использоваться и механические методы. Наибольшее распространение получил метод, основанный на растяжении материала при комнатной температуре. Сущность метода заключается в пластической деформации материала, не превышающей 0,5–2%. [4]

Следует уточнить, что под пластической деформацией понимается остающееся после прекращения действия внешних напряжений изменение геометрических размеров [5]. Уменьшение величины внутренних напряжений при подобного рода пластической деформации связано с незначительным искажением кристаллической решетки металла под действием касательных напряжений, в результате чего наблюдается необратимое перемещение атомов. После снятия внешних растягивающих напряжений происходит устранение упругой составляющей деформации [17, 18]. Незначительная часть деформации, остается, а материал почти полностью освобождается от остаточных напряжений [6]. Пластическая деформация происходит за счет процессов скольжения и двойникования, в результате чего наблюдается увеличение числа линейных дефектов в виде дислокаций [3, 7].

Проанализированные литературные источники показывают, что влияние остаточного на-

пряженного состояния материала на скорость протекания коррозии изучено не в полной мере [1–3]. В литературных источниках в основном рассматривается зависимость электрохимической коррозии металла от величины растягивающего напряжения, прикладываемого к объекту [3], но отсутствуют данные, отражающие начальное состояние материала и его влияние на скорость коррозионного процесса.

Исходя из вышеизложенного, в настоящей работе рассматривается влияние, оказываемое пластической деформацией материала на скорость коррозии низколегированной малоуглеродистой стали Ст3.

### Методика исследований

Результаты, приведенные в данной работе, получены на образцах, которые изготовлены из листового проката стали Ст3, находящегося в состоянии поставки. Сталь Ст3 широко применяется при изготовлении различных металлоконструкций, труб и оборудования.

Образцы были вырезаны поперек направления проката. Размеры образцов: 4,0×70,0×25,0 мм.

Определение внутренних напряжений производилось на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 по методике С.С. Горелика [3]. Методика основана на сравнении данных, полученных на исследуемом образце, с данными, полученными на эталонном образце, в качестве которого использовался отожженный материал с минимальной величиной внутренних остаточных напряжений.

Коррозионные испытания образцов выполнялись в лабораторных условиях в течение 72 часов при температуре 20 °С. В качестве агрессивной среды использовался 5%-й раствор соляной кислоты. Контейнер с исследуемыми образцами и агрессивной средой находился в термостате, прямой контакт между исследуемыми образцами отсутствовал. Масса образцов определялась при помощи лабораторных весов SHIMADZU UW620h как среднее значение по трем проведенным измерениям. Геометрические размеры образцов определялись при помощи штангенциркуля.

Коррозионные испытания проводились согласно методике [6]. Критерием оценки коррозионного воздействия выбрана скорость коррозии, которая рассчитывается по формуле

$$v = \frac{\Delta m}{St}, \quad (1)$$

где  $\Delta m$  – относительная убыль массы (гр);  $S$  – площадь поверхности образца, находящаяся в контакте с агрессивной средой ( $\text{м}^2$ );  $t$  – время контакта образца с агрессивной средой (сутки).

Растяжение образцов производилось на универсальной испытательной машине И1185М (100 кН). Погрешность измерения нагрузки не более  $\pm 1\%$ .

Структура материала анализировалась в программном комплексе SIAMS 800. Некоторые полученные результаты отражены в работах [10, 11, 15, 16].

### Результаты и их обсуждение

Вырезанные поперек проката образцы деформировались при медленном нагружении со скоростью не более 0,1 мм/с. Образец № 2 был деформирован на 1,5 %, № 3 – на 3,0 %, № 4 – на 4,5 %, № 5 – на 6,6 %. Образец № 1 не был деформирован, он имеет наименьшие значения величины внутренних напряжений. Это отличие от теории связано с тем, в каком направлении был вырезан образец из пластины металла, изготовленного прокаткой. Под деформацией подразумевается изменение длины образца, выраженное в процентах относительно первоначального размера.

Микроструктура исследуемых образцов показана на рис. 1.

При анализе микрошлифа установлено, что структура представляет собой феррито-перлитную смесь в соотношении 81,7 % феррита и 18,3 % перлита. Балл структуры – 8 согласно ГОСТ 8233, минимальное значение балла зерна – 8, максимальное значение балла зерна – 13, наибольшее по занимаемой на микрошлифе области – 11.

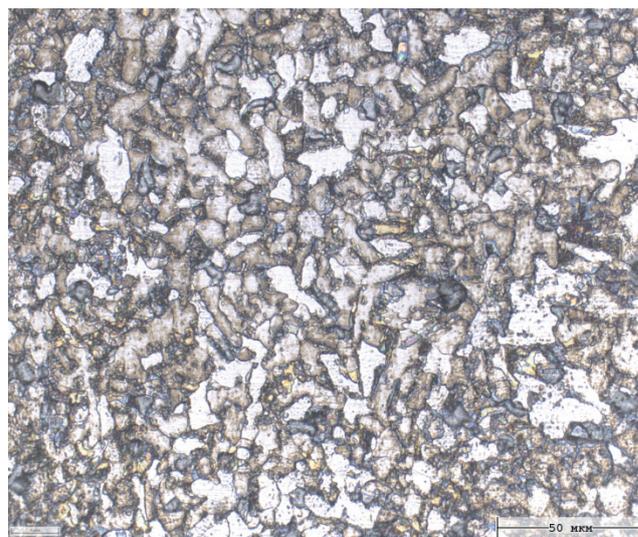
При прокатке металла происходит вытягивание зерен в направлении прокатки и, следовательно, перераспределение внутренних напряжений; максимальная их величина будет наблюдаться также в указанном направлении. Об этом можно судить по дифрактограммам (рис. 2).

Образцы растягивались со скоростью 0,1 мм/мин. В табл. 1 представлены результаты определения основных механических свойств для образца № 5, а на рис. 3 – диаграмма растяжения для образца № 5.

Поскольку образцы были вырезаны поперек направления проката, то закономерно предположить, что наименьшие значения величины внутренних напряжений будут наблюдаться в исходном состоянии в продольном направлении относительно внешней нагрузки. При деформации может происходить перераспределение напряжений, и их величина может увеличиться (рис. 4).



*a*



*б*

Рис. 1. Микроструктура образца № 1 (*a*) и образца № 3 (*б*) при увеличении  $\times 500$

Fig. 1. Microstructure of the specimens at magnification of 500X:

*a* – specimen No.1; *б* – specimen No.3

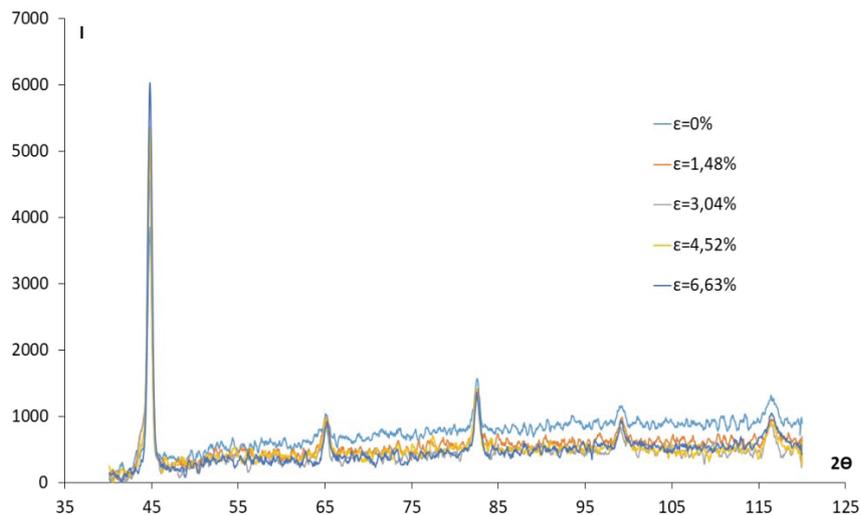


Рис. 2. Дифрактограммы, полученные на исследуемых образцах стали Ст3

Fig. 2. Diffraction patterns obtained on the specimens being studied

Таблица 1

Table 1

**Механические характеристики образца № 5**

**Mechanical characteristics of specimen No.5**

Предел текучести верхний	1220 Н
Предел текучести нижний	1210 Н
Предел текучести условный	1130 Н

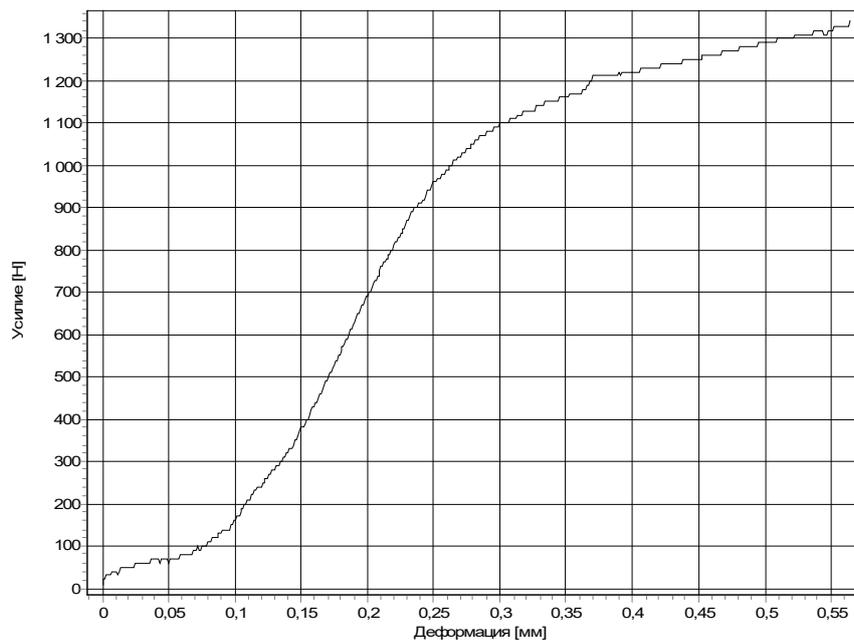


Рис. 3. Диаграмма растяжения для образца № 5

Fig. 3. Tensile diagram for specimen No.5

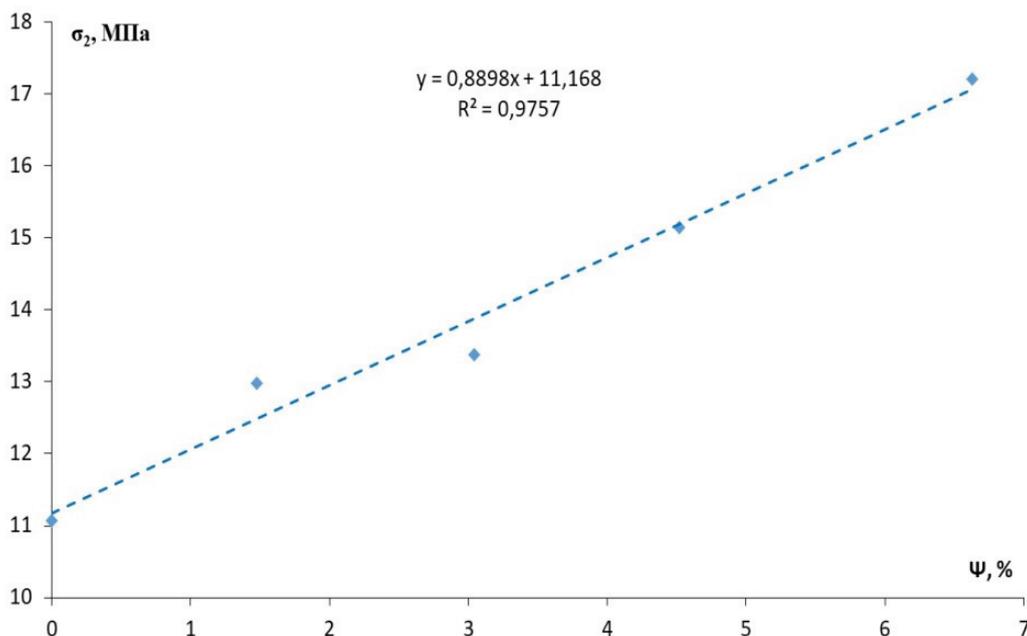


Рис. 4. Изменение величины внутренних напряжений при увеличении степени остаточной деформации материала

Fig. 4. Change in the values of internal stresses with increasing degree of residual deformation of the material

Из рис. 4 видно, что при увеличении пластической деформации образцов происходит рост величины внутренних остаточных напряжений в направлении проката. После деформирования образцов были проведены коррозионные испытания, результаты которых приведены на рис. 5.

Испытания проводились в термостате при постоянной температуре. Для уточнения полученных данных эксперимент был проведен два раза. Предварительно образцы были подготовлены путем электрохимического травления.

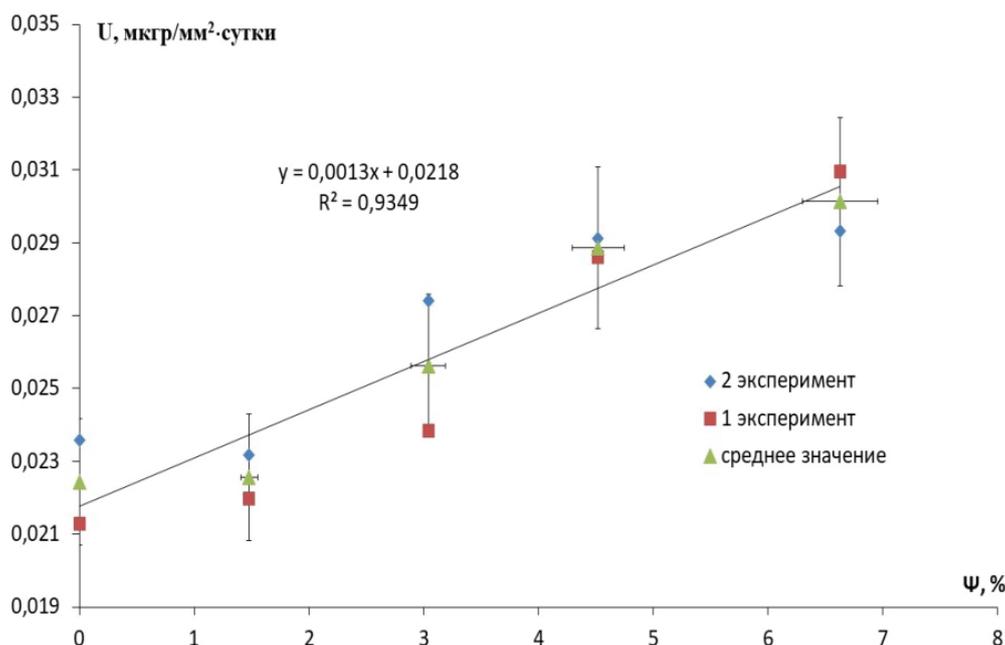


Рис. 5. Зависимость величины скорости коррозии от величины деформации образца

Fig. 5. Dependence of the corrosion rate on the specimen deformation

Видно, что скорость коррозии возрастает с увеличением деформации материала, что также обусловлено увеличением величины внутренних напряжений (рис. 6).

Как можно видеть из рис. 6, скорость коррозии имеет линейную зависимость от величины внутренних напряжений. Стоит отметить, что изменение размеров зерен в данном эксперименте в максимальной величине составляло 20 % от исходных (табл. 2). На рис. 7 представлено обработанное в программе SIAMS 800 изображение структуры материала образца № 3 при увеличении в 500 раз. Красным цветом выделены границы зерен.

Максимальное изменение наблюдалось при деформации материала, равной 3 %, затем в структуре происходили релаксационные процессы и величины зерна в двух направлениях выравнивались, что приводило к уменьшению средних значений. Для сопоставления используются средние значения максимальных размеров зерна в продольном и поперечном направлении относительно внешней растягивающей силы (рис. 8).

О протекании данного процесса говорит и изменение продольных и поперечных размеров зерна, выраженное в степени его анизотропии (рис. 9). Степень анизотропии определяется

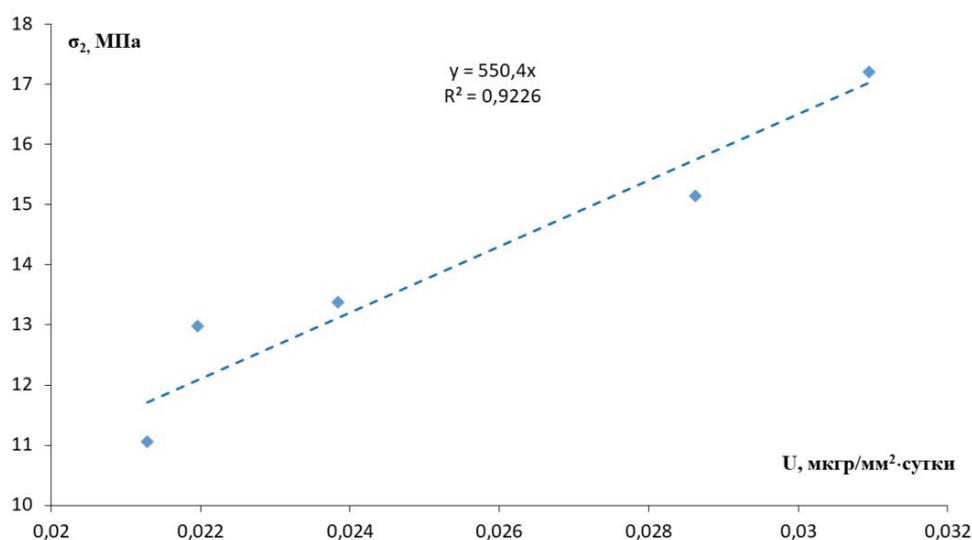


Рис. 6. Зависимость величины внутренних напряжений от средней скорости коррозии (по результатам двух экспериментов)

Fig. 6. Dependence of the internal stresses on the average corrosion rate (based on the results of 2 experiments)

Таблица 2

Table 2

**Некоторые параметры исследуемых образцов**  
**Some parameters of the specimen being investigated**

$D_{\min}$ , мкм	2,56	2,82	3,04	2,95	2,87
$L$ , мм	0	0,370	0,760	1,130	1,590
$\Psi$ , %	0	1,48	3,04	4,52	6,63
$\Delta d$ , %	0	10,07	18,71	15,33	12,09

$D_{\min}$  – минимальные размеры зерна;

$L$  – удлинение образца;

$\Psi$  – остаточная деформация образца;

$\Delta d$  – среднее изменение величины зерна при деформации материала.

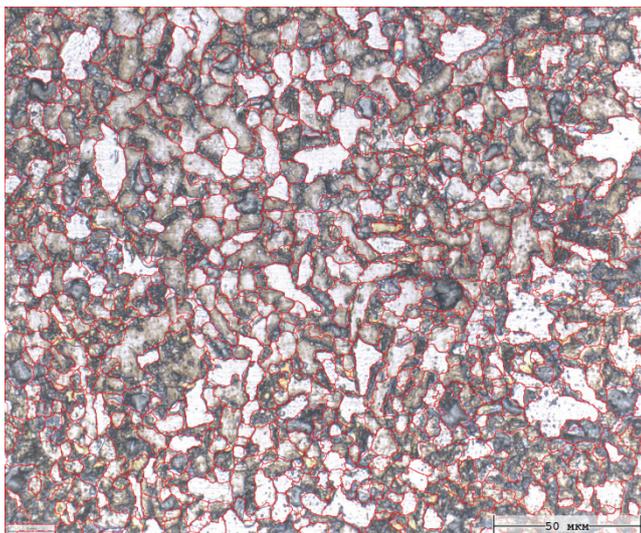


Рис. 7. Микроструктура образца № 3 при увеличении  $\times 500$  с построенными границами зерен

Fig. 7. Microstructure of specimen No.3 at 500X magnification with constructed grain boundaries

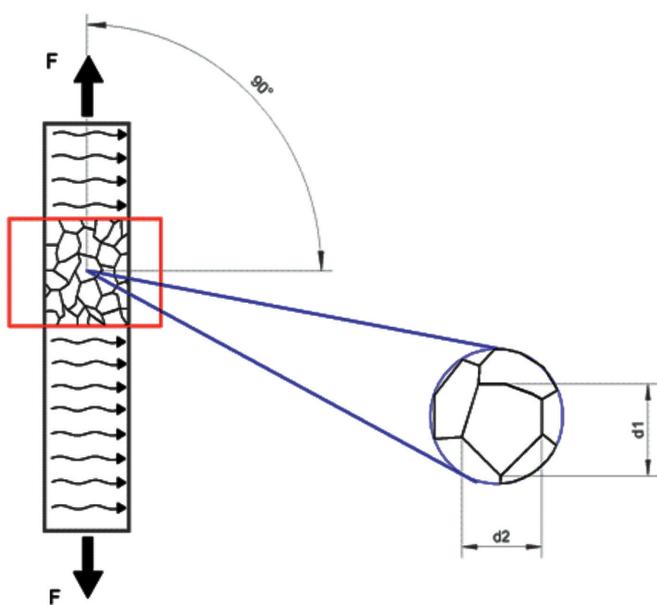


Рис. 8. Схематическое изображение исследуемого образца с текстурой, сформированной прокатом материала

Fig. 8. Schematic representation of the specimen being investigated with texture formed by rolling

как отношение поперечного  $d_2$  и продольного  $d_1$  размера зерна.

Следует отметить, что с увеличением деформации материала происходит и рост плотности дислокаций в материале: тем сильнее, чем сильнее оказывается воздействие на металл [24, 25].

Деформация на начальной стадии происходит за счет скольжения небольшого количества дислокаций, присутствующих в материале. При увеличении степени деформации материала возрастает количество движущихся в кристалле дислокаций. Это приводит к возрастанию столкновений между дислокациями, что затрудняет их дальнейшее скольжение, в результате чего образуются скопления, не способные перемещаться по кристаллу. Движение образующихся при деформации новых дислокаций ограничено скоплениями, вследствие чего происходит упрочнение металла [8]. Это может сказаться на средней величине зерна, определяемой методом рентгеновской дифрактометрии, и привести к увеличению степени анизотропии зерна.

Взаимосвязь коррозии и внутренних напряжений при пластической деформации обусловлена изменением количества дефектов структуры в кристалле. Такие изменения происходят путем скольжения дислокаций в пределах нескольких систем скольжения, характерных для наблюдаемой кристаллической решетки. Скольжение происходит по плоскостям и кристаллографическим направлениям, для которых характерна плотная упаковка атомов и, следовательно, наименьшее сопротивление сдвигу. Пластическая деформация в таком случае приводит дислокации в движение и увеличивает вероятность их аннигилирования при встрече с дислокацией другого знака [9, 17, 18].

В литературе указывается на то, что пластическая деформация фаз с объемно-центрированной кубической решеткой (ОЦК) вызвана скольжением кристаллографических направлений  $\{110\} \langle 111 \rangle$  [19].

Из-за включений в материале во время холодной прокатки могут возникать остаточные напряжения обратного знака [20]. Обратное напряжение может способствовать увеличению анизотропии материала, результаты подобного процесса мы можем наблюдать на рис. 6. Источниками анизотропии могут быть и другие особенности микроструктуры помимо текстуры и морфологии зерен, такие как ориентированные дислокационные структуры [21–23].

Для определения влияния внутренних напряжений на скорость коррозии воспользуемся коэффициентом влияния. Получение этого коэффициента происходит при помощи определения

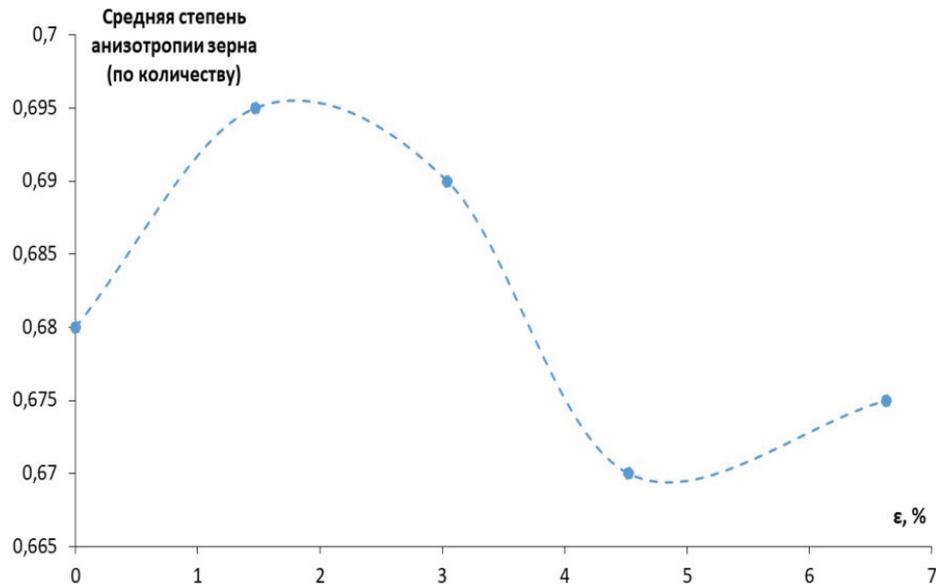


Рис. 9. Зависимость средней степени анизотропии зерна (по количеству) от величины остаточной деформации исследуемых образцов

Fig. 9. Dependence of the average degree of grain anisotropy (by number) on the value of residual strain of the specimens being studied

малых отклонений, наблюдаемых между исследуемыми параметрами:

$$N = \frac{|Y_{\max} - Y_i|}{\Delta X_i} \frac{X_i}{Y_i}, \quad (2)$$

где  $X_i$  – значение величины скорости коррозии;  $Y_i$  – значение величины внутренних остаточных напряжений;  $\Delta X_i$  – приращение величины скорости коррозии;  $Y_{\max}$  – максимальная величина внутренних остаточных напряжений.

Коэффициент влияния внутренних напряжений определялся из центральной области экспериментальной зависимости по формуле (2). В итоге мы получили, что коэффициент влияния величины внутренних напряжений на скорость коррозии равен 0,72.

### Выводы

1. При анализе результатов установлено, что начальное состояние материала оказывает прямое влияние на протекание коррозионного процесса в агрессивной среде. Иллюстрация данного эффекта проведена на примере деформации конструкционной стали Ст3 и изменения скорости ее коррозии в 5%-м растворе соляной кислоты.

2. Обнаружено, что при повышении степени пластической деформации вдоль направления проката происходит увеличение величины

внутренних напряжений. Величина внутренних напряжений подчиняется линейной корреляционной зависимости от величины остаточной деформации материала с коэффициентом детерминации  $R^2 \approx 0,98$ .

3. При повышении степени пластической деформации происходит неоднозначное изменение величины анизотропии зерна, что связано с внутренними эффектами протекающих в структуре материала процессов при пластической деформации, такими как скольжение кристаллической решетки в направлениях  $\{110\} \langle 111 \rangle$  и возникновение обратных остаточных внутренних напряжений из-за наличия в структуре стали включений.

4. Величина внутренних остаточных напряжений и скорости коррозии материала имеют прямую линейную связь, которая описывается регрессионным уравнением линейного типа с  $R^2 \approx 0,92$ . При этом коэффициент влияния величины внутренних напряжений на скорость коррозии равен 0,72, что доказывает наличие взаимосвязи между рассматриваемыми параметрами.

### Список литературы

1. Влияние напряженного-деформированного состояния металла трубопровода на скорость развития «ручейковой» коррозии / И.В. Жуйков, Д.В. Гареев,

Г.Г. Попов, В.И. Болобов // Современные образовательные технологии в подготовке специалистов для минерально-сырьевого комплекса: III Всероссийская конференция: сборник научных трудов. – СПб., 2020. – С. 1364–1370.

2. *Зайнуллин Р.С., Зайнуллина А.Р.* Взаимосвязь скорости коррозии и напряженно-деформированного состояния стали // Нефтегазовые технологии и новые материалы. Проблемы и решения. – Уфа, 2016. – Вып. 5 (10). – С. 347–353.

3. *Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А.* Рентгенографический и электроннооптический анализ. – 2-е изд., испр. и доп. – М.: Металлургия, 1970. – 366 с.

4. *Зерный Ю.В.* Основы точности и управления качеством в приборостроении: учебное пособие. – М.: Моск. гос. акад. приборостроения и информатики, 2003. – 170 с.

5. *Новиков И.И.* Дефекты кристаллического строения металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 208 с.

6. ГОСТ 9.008–85. Единая система защиты от коррозии и старения. Металлы и сплавы. Методы определения показателей коррозии и коррозионной стойкости. – М.: Изд-во стандартов, 2004. – 17 с.

7. Материаловедение: учебное пособие / под ред. А.Г. Багинского; Томский политехнический университет. – Томск: Изд-во ТПУ, 2015. – 104 с.

8. Роль неметаллических включений и микроструктуры в процессе локальной коррозии углеродистых и низколегированных сталей / И.И. Реформатская, И.Г. Родионова, Ю.А. Бейлин, Л.А. Нисельсон, А.Н. Подобаев // Защита металлов. – 2004. – Т. 40, № 5. – С. 498–504.

9. *Родионова И.Г., Бакланова О.Н., Зайцев А.И.* О роли неметаллических включений в ускорении процессов локальной коррозии нефтепромысловых трубопроводов из углеродистых и низколегированных сталей // Металлы. – 2004. – № 5. – С. 13–19.

10. Определение взаимосвязи фактора разнородности и скорости коррозии конструкционной стали / Р.А. Соколов, В.Ф. Новиков, К.Р. Муратов, А.Н. Венедиктов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 3. – С. 106–125. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-106-125.

11. Оценка влияния дисперсности структуры стали на магнитные и механические свойства / Р.А. Соколов, В.Ф. Новиков, К.Р. Муратов, А.Н. Венедиктов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 4. – С. 93–110. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.4-93-110.

12. Tensile properties and twinning behavior of high manganese austenitic steel with fine-grained structure / R. Ueji, N. Tsuchida, D. Terada, N. Tsuji, Y. Tanaka,

A. Takemura, K. Kunishige // Scripta Materialia. – 2008. – Vol. 59, iss. 9. – P. 963–966. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.06.050.

13. Влияние зернограницных сегрегаций на температуры мартенситного превращения в бикристаллах NiTi / Р.И. Бабичева, А.С. Семенов, С.В. Дмитриев, К. Жоу // Письма о материалах. – 2019. – Т. 9, № 2. – С. 162–167. – DOI: 10.22226/2410-3535-2019-2-162-167. – На англ. яз.

14. Study of defect evolution by TEM with in situ ion irradiation and coordinated modeling / M. Li, M.A. Kirk, P.M. Baldo, D. Xu, B.D. Wirth // Philosophical Magazine. – 2012. – Vol. 92 (16). – P. 2048–2078. – DOI: 10.1080/14786435.2012.662601.

15. Influence of surface treatment of construction steels on determination of internal stresses and grain sizes using X-ray diffractometry method / R. Sokolov, V. Novikov, A. Venedictov, K. Muratov // Materials Today: Proceedings. – 2019. – Vol. 19 (5). – P. 2584–2585. – DOI: 10.1016/j.matpr.2019.09.015.

16. Влияние термической обработки на образование соединения MnS в низкоуглеродистой конструкционной стали 09Г2С / Р.А. Соколов, В.Ф. Новиков, И.М. Ковенский, К.Р. Муратов, А.Н. Венедиктов, Л.З. Чаугарова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 113–126. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-113-126.

17. *Abuku S.* Magnetics studies of residual stress in iron and steel induced by uniaxial deformation // Japanese Journal of Applied Physics. – 1977. – Vol. 16 (7). – P. 1161–1170. – DOI: 10.1143/JJAP.16.1161.

18. Magnetic incremental permeability as indicator of compression stress in low-carbon steel / A.N. Stashkov, E.A. Schapova, A.P. Nichipuruk, A.V. Korolev // NDT & E International. – 2021. – Vol. 118. – P. 102398. – DOI: 10.1016/j.ndteint.2020.102398.

19. Modelling the plastic anisotropy of aluminum alloy 3103 sheets by polycrystal plasticity / K. Zhang, B. Holmedal, O.S. Hopperstad, S. Dumoulin // Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. – 2014. – Vol. 22 (7). – P. 075015. – DOI: 10.1088/0965-0393/22/7/075015.

20. *Zhao Q., Holmedal B., Li Y.* Influence of dispersoids on microstructure evolution and work hardening of aluminium alloys during tension and cold rolling // Philosophical Magazine. – 2013. – Vol. 93 (22). – P. 2995–3011. – DOI: 10.1080/14786435.2013.794315.

21. *Holmedal B., Houtte P.V., An Y.* A crystal plasticity model for strain-path changes in metals // International Journal of Plasticity. – 2008. – Vol. 24 (8). – P. 1360–1379.

22. *Juul Jensen D., Hansen N.* Flow stress anisotropy in aluminium // Acta Metallurgica et Materialia. – 1990. –

Vol. 38 (8). – P. 1369–1380. – DOI: 10.1016/0956-7151(90)90105-P.

23. Extension of homogeneous anisotropic hardening model to cross-loading with latent effects / F. Barlat, J. Ha, J.J. Grácio, M.-G. Lee, E.F. Rauch, G. Vincze // *International Journal of Plasticity*. – 2013. – Vol. 46. – P. 130–142. – DOI: 10.1016/j.ijplas.2012.07.002.

24. *Веттегрень В.И., Рахимов С.Ш., Светлов В.Н.* Динамика нанодфектов на поверхности на-

груженного золота // *Физика твердого тела*. – 1998. – Т. 40, № 12. – С. 2180–2183.

25. *Кулеев В.Г., Царькова Т.П.* Особенности зависимости коэрцитивной силы сталей от упругих растягивающих напряжений после пластических деформаций и термообработки // *Физика металлов и металловедение*. – 2007. – Т. 104, № 5. – С. 479–486.

## Конфликт интересов

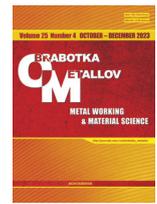
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2023 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Influence of internal stresses on the intensity of corrosion processes in structural steel

Roman Sokolov<sup>a, \*</sup>, Kamil Muratov<sup>b</sup>, Anatolii Venediktov<sup>c</sup>, Rasul Mamadaliev<sup>d</sup>

Tyumen Industrial University, 38 Volodarskogo, Tyumen, 625000, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-5867-8170>,  [falcon.rs@mail.ru](mailto:falcon.rs@mail.ru); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-8079-2022>,  [muratows@mail.ru](mailto:muratows@mail.ru);  
<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-6899-4297>,  [annatoliy@gmail.com](mailto:annatoliy@gmail.com); <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-0813-0961>,  [mamadalievra@tyuiu.ru](mailto:mamadalievra@tyuiu.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 09 August 2023  
 Revised: 21 August 2023  
 Accepted: 09 September 2023  
 Available online: 15 December 2023

#### Keywords:

Residual internal stresses  
 Microstructure  
 Degree of grain anisotropy  
 Structural steel  
 Residual strain  
 Corrosion rate

### ABSTRACT

**Introduction.** The behavior of metal in a corrosive environment can be ambiguous, which is due to the peculiarities of the corrosion process. Both external and internal factors influence the corrosion process. External factors are determined by temperature, humidity, type of corrosive medium, etc., while internal factors depend on the parameters of the system (material): the presence of inclusions, phase composition, structure, and the magnitude of internal residual stresses. Internal factors ambiguously affect the behavior of the material in a certain aggressive medium, which ultimately affects the time of corrosion damage of the material and, as a consequence, the time of operation of objects made of this material. Therefore, differentiation of the influence of various internal factors on the rate of corrosion process in an aggressive environment is a priority area of research. **The purpose** of the present work is to consider the influence of the magnitude of internal residual stresses on the rate of corrosion process in an aggressive medium – 5 % sulfuric acid solution. **The object of research** conducted in the work is sheet rolled steel *S13* as received after different magnitude of plastic deformation, from which the specimens under study were made. **The methods of investigation:** microstructural study of deformed specimens was carried out on optical microscope *Olympus GX53*; software *SLAMS 800* was used to compare the structure of the obtained material with the atlas of microstructures, determine the score of grain structure, determine the anisotropy of the structure after deformation of the material; X-ray diffractometer *DRON-7* was used to register diffraction patterns and determine internal stresses; laboratory scales *SHIMADZU UW620h* was used to measure the mass of the specimens under study; tensile strength of the material's specimens was measured. **Results and Discussion.** The obtained results show that the plastic deformation of the material in the rolling direction has an ambiguous effect on the structure anisotropy. When the degree of plastic deformation increases, there is an ambiguous change in the grain anisotropy value, which is associated with the internal effects of the processes occurring in the material structure during plastic deformation, such as: sliding of the crystal lattice in the {111} <110> directions; the occurrence of reverse residual internal stresses due to the presence of inclusions in the steel structure. However, the degree of plastic deformation correlates quite well with the magnitude of internal residual stresses. The increase in the magnitude of internal residual stresses leads to an increase in the corrosion rate of structural steel *S13* in 5 % hydrochloric acid solution. The obtained dependence is described by a linear equation with a high coefficient of determination, which indicates that there is a strong relationship between the magnitude of internal residual stresses and the rate of corrosion of the material. At the same time, the coefficient of influence of internal stresses on the corrosion rate is equal to 0.72, which additionally proves the existence of interrelation between the considered parameters.

**For citation:** Sokolov R.A., Muratov K.R., Venediktov A.N., Mamadaliev R.A. Influence of internal stresses on the intensity of corrosion processes in structural steel. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 167–179. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-167-179. (In Russian).

### References

1. Zhuikov I.V., Gareev D.V., Popov G.G., Bolobov V.I. [Influence of the stressed-deformed state of the pipeline metal on the rate of formation of grooving corrosion]. *Sovremennye obrazovatel'nye tekhnologii v podgotovke spetsialistov dlya mineral'no-syr'evogo kompleksa: III Vserossiiskaya konferentsiya* [Proceedings 3rd

#### \* Corresponding author

Sokolov Roman A., Post-graduate Student, Assistant  
 Tyumen Industrial University,  
 38 Volodarskogo str.,  
 625000, Tyumen, Russian Federation  
 Tel.: +7 (919) 925-88-47, e-mail: [falcon.rs@mail.ru](mailto:falcon.rs@mail.ru)

All-Russian Conference “Modern educational technologies in training specialists for the mineral resource complex”. St. Petersburg, 2020, pp. 1364–1370. (In Russian).

2. Zainyllin R.S., Zainyllina A.R. Vzaimosvyaz' skorosti korrozii i napryazhenno-deformirovannogo sostoyaniya stali [Relationship of corrosion rate and tensions strain state of steel]. *Neftegazovye tekhnologii i novye materialy. Problemy i resheniya* [Proceedings of scientific papers “Oil and Gas Technologies and New Materials. Problems and solutions”]. Ufa, 2016, iss. 5 (10), pp. 347–353.

3. Gorelik S.S., Rastorguev L.N., Skakov Yu.A. *Rentgenograficheskii i elektronnoopticheskii analiz* [X-ray and electron optical analysis]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1970. 366 p.

4. Zernii Yu.V. *Osnovy tochnosti i upravleniya kachestvom v priborostroenii* [Fundamentals of accuracy and quality management in instrumentation]. Moscow, Moscow State Academy of Instrument Engineering and Computer Science Publ., 2003. 170 p.

5. Novikov I.I. *Defekty kristallicheskogo stroeniya metallov* [Defects in the crystal structure of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1975. 208 p.

6. State Standard 9.008–85. *Unified system of corrosion and ageing protection. Metals and alloys. Methods for determination of corrosion and corrosion resistance indices*. Moscow, Standards Publ., 2004. 17 p. (In Russian).

7. Baginskii A.G., ed. *Materialovedenie* [Materials science]. Tomsk, Tomsk Polytechnic University Publ., 2015. 104 p.

8. Reformatskaya I.I., Rodionova I.G., Beilin Yu.A., Nisel'son L.A., Podobaev A.N. Rol' nemetallicheskih vkluychenii i mikrostruktury v protsesse lokal'noi korrozii uglerodistykh i nizkolegirovannykh staley [The effect of nonmetal inclusions and microstructure on local corrosion of carbon and low-alloyed steels]. *Zashchita metallov = Protection of Metals*, 2004, vol. 40, no. 5, pp. 498–504. (In Russian).

9. Rodionova I.G., Baklanova O.N., Zaitsev A.I. O roli nemetallicheskih vkluychenii v uskorenii protsessov lokal'noi korrozii neftepromyslovykh truboprovodov iz uglerodistykh i nizkolegirovannykh staley [On the role of nonmetallic inclusions in the acceleration of local corrosion of oil-field pipelines made of carbon and low-alloy steels]. *Metally = Russian Metallurgy (Metally)*, 2004, no. 5, pp. 13–19. (In Russian).

10. Sokolov R.A., Novikov V.F., Muratov K.R., Venediktov A.N. Opredelenie vzaimosvyazi faktora raznozernistosti i skorosti korrozii konstruktsionnoi stali [Determination of the relationship between the factor of grain size factor and the corrosion rate of structural steel]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 3, pp. 106–125. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-106-125.

11. Sokolov R.A., Novikov V.F., Muratov K.R., Venediktov A.N. Otsenka vliyaniya dispersnosti struktury stali na magnitnye i mekhanicheskie svoystva [Assessment of the effect of the steels structure dispersion on its magnetic and mechanical properties]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 4, pp. 93–110. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.4-93-110.

12. Ueji R., Tsuchida N., Terada D., Tsuji N., Tanaka Yu., Takemura A., Kunishige K. Tensile properties and twinning of high-manganese austenitic steel with fine-grained structure. *Scripta Materialia*, 2008, vol. 59, iss. 9, pp. 963–966. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.06.050.

13. Babicheva R.I., Semenov A.S., Dmitriev S.V., Zhou K. Effect of grain boundary segregations on martensitic transformation temperatures in NiTi bi-crystals. *Letters on Materials*, 2019, vol. 9 (2), pp. 162–167. DOI: 10.22226/2410-3535-2019-2-162-167.

14. Li M., Kirk M.A., Baldo P.M., Xu D., Wirth B.D. Investigation of the evolution of defects by the TEM method with ion irradiation in situ and coordinated modeling. *Philosophical Magazine*, 2012, vol. 92 (16), pp. 2048–2078. DOI: 10.1080/14786435.2012.662601.

15. Sokolov R.A., Novikov V.F., Venediktov A.N., Muratov K.R. Influence of surface treatment of construction steels on determination of internal stresses and grain sizes using X-ray diffractometry method. *Materials Today: Proceedings*, 2019, vol. 19 (5), pp. 2584–2585. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.09.015.

16. Sokolov R.A., Novikov V.F., Kovenskij I.M., Muratov K.R., Venediktov A.N., Chaugarova L.Z. Vliyanie termicheskoi obrabotki na obrazovanie soedineniya MnS v nizkouglerodistoi konstruktsionnoi stali 09G2S [The effect of heat treatment on the formation of MnS compound in low-carbon structural steel 09Mn2Si]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 113–126. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-113-126.

17. Abuku S. Magnetics studies of residual stress in iron and steel induced by uniaxial deformation. *Japanese Journal of Applied Physics*, 1977, vol. 16 (7), pp. 1161–1170. DOI: 10.1143/JJAP.16.1161.

18. Stashkov A.N., Schapova E.A., Nichipuruk A.P., Korolev A.V. Magnetic incremental permeability as indicator of compression stress in low-carbon steel. *NDT & E International*, 2021, vol. 118, p. 102398. DOI: 10.1016/j.ndteint.2020.102398.
19. Zhang K., Holmedal B., Hopperstad O., Dumoulin S. Modelling the plastic anisotropy of aluminum alloy 3103 sheets by polycrystal plasticity. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 2014, vol. 22 (7), p. 075015. DOI: 10.1088/0965-0393/22/7/075015.
20. Zhao Q., Holmedal B., Li Y. Influence of dispersoids on microstructure evolution and work hardening of aluminium alloys during tension and cold rolling. *Philosophical Magazine*, 2013, vol. 93 (22), pp. 2995–3011. DOI : 10.1080/14786435.2013.794315.
21. Holmedal B., Houtte P.V., An Y. A crystal plasticity model for strain-path changes in metals. *International Journal of Plasticity*, 2008, vol. 24 (8), pp. 1360–1379.
22. Juul Jensen D., Hansen N. Flow stress anisotropy in aluminium. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1990, vol. 38 (8), pp. 1369–1380. DOI: 10.1016/0956-7151(90)90105-P.
23. Barlat F., Ha J., Grácio J.J., Lee M.-G., Rauch E.F., Vincze G. Extension of homogeneous anisotropic hardening model to cross-loading with latent effects. *International Journal of Plasticity*, 2013, vol. 46, pp. 130–142.
24. Vettegren' V.I., Rakhimov S.Sh., Svetlov V.N. Dinamika nanodefektov na poverkhnosti nagruzhennogo zolota [Dynamics of nanodefects on a loaded gold surface]. *Fizika tverdogo tela = Physics of the Solid State*, 1998, vol. 40 (12), pp. 2180–2183. (In Russian).
25. Kuleev V.G., Tsar'kova T.P. Osobennosti zavisimosti koertsitivnoi sily stalei ot uprugikh rastyagivayushchikh napryazhenii posle plasticheskikh deformatsii i termoobrabotki [Effect of plastic deformations and heat treatment on the behavior of the coercive force under load]. *Fizika metallov i metallovedenie = The Physics of Metals and Metallography*, 2007, vol. 104 (5), pp. 479–486. (In Russian).

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2023 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Модуль упругости и твердость титанового сплава, сформированного в условиях электронного лучевого сплавления при 3D-печати проволокой

Василий Клименов<sup>1, а, \*</sup>, Евгений Колубаев<sup>2, б</sup>, Цзэли Хань<sup>1, с</sup>, Андрей Чумаевский<sup>2, д</sup>, Эдгар Двилис<sup>1, е</sup>, Ирина Стрелкова<sup>1, ф</sup>, Екатерина Дробяз<sup>3, г</sup>, Олег Яременко<sup>4, h</sup>, Александр Куранов<sup>4, i</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

<sup>2</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634505, Россия

<sup>3</sup> Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

<sup>4</sup> Общество с ограниченной ответственностью «Оптон Инжиниринг» ул. Угрешская, д. 2, стр. 53, г. Москва, 115088, Россия

<sup>а</sup> <https://orcid.org/0000-0001-7583-0170>, [klimenov@tpu.ru](mailto:klimenov@tpu.ru); <sup>б</sup> <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, [eak@ispms.tsc.ru](mailto:eak@ispms.tsc.ru);

<sup>с</sup> <https://orcid.org/0000-0001-6502-6541>, [hanelizy@gmail.com](mailto:hanelizy@gmail.com); <sup>д</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>, [tch7av@gmail.com](mailto:tch7av@gmail.com);

<sup>е</sup> <https://orcid.org/0000-0002-6853-6448>, [dvilis@tpu.ru](mailto:dvilis@tpu.ru); <sup>ф</sup> <https://orcid.org/0000-0002-2222-2865>, [strelkova@tpu.ru](mailto:strelkova@tpu.ru);

<sup>г</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5364-3574>, [ekaterina.drobjaz@yandex.ru](mailto:ekaterina.drobjaz@yandex.ru); <sup>h</sup> <https://orcid.org/0009-0002-8193-8027>, [oy@opton.ru](mailto:oy@opton.ru);

<sup>и</sup> <https://orcid.org/0009-0001-5593-9053>, [ak@opton.ru](mailto:ak@opton.ru)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.722; 620.178; 620.186

#### История статьи:

Поступила: 17 июля 2023

Рецензирование: 10 августа 2023

Принята к печати: 18 сентября 2023

Доступно онлайн: 15 декабря 2023

#### Ключевые слова:

Электронно-лучевое сплавление проволоки

Титановые сплавы

Модуль упругости

Методы индентирования

Ультразвуковой контроль

Твердость

#### Финансирование

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-79-00066, <https://rscf.ru/project/23-79-00066>.

#### Благодарности

В работе для исследований было использовано оборудование ЦКП НОИЦ НМНТ ТПУ, поддержанного проектом Минобрнауки России № 075-15-2021-710. В работе для исследований было использовано оборудование Центра коллективного пользования «Структура, механические и физические свойства материалов» Новосибирского государственного технического университета. Благодарим ведущего инженера ЛФУП ИФПМ СО РАН Никонора Сергея Юрьевича за печать образцов.

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Развитие и промышленное освоение аддитивных технологий зависит от многих факторов, среди которых немаловажную роль играет производительность процесса печати и коэффициент использования материала. Поэтому интерес к применению проволочных технологий в условиях печати все более привлекает внимание. Использование электронно-лучевых установок для этих целей является наиболее эффективным и конкурентноспособным в случае изготовления деталей из сплавов, обладающих повышенной окисляемостью (титан, нержавеющие стали и др.), так как процесс послыного сплавления происходит в вакууме. Применение для этих целей сварочной титановой проволоки типа ВТ6св представляется наиболее предпочтительным вследствие доступности и широкой номенклатуры по толщине. Однако одной из особенностей такого титанового сплава является его отличие по легирующим элементам (в меньшую сторону) в сравнении со сплавами типа ВТ6 и Ti-6Al-4V. Высокая производительность процесса печати проволокой и состав сплава ВТ6св влияют на особенность структурно-фазового состояния и свойств формирующегося сплава. Известно, что модуль упругости и твердость сплавов являются очень важными характеристиками, которые могут измеряться быстро, в том числе и с помощью методов неразрушающего контроля. **Целью работы** является исследование возможности применения различных методов измерения модуля упругости и контроля твердости для исследования образцов, напечатанных титановой проволокой ВТ6св на электронно-лучевой установке Института физики прочности и материаловедения СО РАН. **Методы исследования** образцов из титановых сплавов ВТ6св, полученных трехмерной печатью, и титановых сплавов типа ВТ1-0, ВТ6 и Ti-6Al-4V в разных структурных состояниях: металлографический анализ, исследование модуля упругости методом ультразвукового контроля, индентированием на макро- и микроуровнях, измерение твердости индентированием. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что формирующийся при электронно-лучевой печати титановый сплав из проволоки ВТ6св имеет типичную столбчатую структуру, простирающуюся на всю высоту образца и сформировавшуюся при различных термических условиях в различных зонах при получении образца. Особенности формирования структуры обеспечивают особенности измеряемых значений модуля упругости и твердости в различных участках образца. Анализ полученных значений модуля упругости для напечатанного образца показал, что они несколько выше, чем значения модуля, полученные для сплавов в состоянии поставки типа Ti-6Al-4V, в то время как значения твердости, наоборот, оказались более низкими. Анализ данных по измерению модуля упругости методами индентирования показал, что получаемые значения при микроиндентировании более низкие, чем при макроиндентировании, которые близки к значениям, полученным с помощью ультразвука, а также к известным из других источников. Разница значений модулей упругости в различных пространственных участках напечатанного образца свидетельствует о структурно-фазовой чувствительности модуля упругости и демонстрирует возможности используемых в работе методов их измерения.

**Для цитирования:** Модуль упругости и твердость титанового сплава, сформированного в условиях электронного лучевого сплавления при 3D-печати проволокой / В.А. Клименов, Е.А. Колубаев, Ц. Хань, А.В. Чумаевский, Э.С. Двилис, И.Л. Стрелкова, Е.А. Дробяз, О.Б. Яременко, А.Е. Куранов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 180–201. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-180-201.

#### \*Адрес для переписки

Клименов Василий Александрович, д.т.н., профессор  
 Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
 пр. Ленина, 30,  
 634050, г. Томск, Россия  
 Тел.: +7 (3822) 701-777, e-mail: [klimenov@tpu.ru](mailto:klimenov@tpu.ru)

## Введение

Титан и его сплавы широко используются в биомедицинской сфере благодаря хорошей биосовместимости, коррозионной стойкости и высокой удельной прочности. В случае использования титановых сплавов при изготовлении имплантатов и эндопротезов их усталостная прочность, прочность на растяжение и удлинение важны для заменителей твердых тканей, несущих нагрузку [1]. Прочность и твердость деталей, сформированных традиционными методами обработки, относительно легко контролировать, так как механические свойства изготавливаемых деталей почти такие же, как у выбранных заготовок. Однако из-за того, что, например, при фрезеровании часть материалов уходит в отходы, производство деталей с помощью процессов аддитивного производства становится все более предпочтительным для потребностей как медицины, так и других производств, использующих недешевые и труднообрабатываемые материалы [2]. В то же время многие параметры процесса аддитивного производства (мощность и скорость источника тепла, удельная мощность, режим сканирования и др.) влияют на форму и размер ванны расплава во время производственного процесса, что в свою очередь определяет термический цикл, скорость охлаждения, температурный градиент и скорость затвердевания расплавленного металла, которые влияют на формирование структуры и свойства напечатанных деталей [3].

Изучение механических свойств материала, формирующегося в условиях селективного сплавления или прямого осаждения энергии в зависимости от образующейся структуры, обусловленной термическими условиями, являлось предметом широкого круга исследований, направленных на понимание механизмов и оптимизацию процессов аддитивного производства [4–9], так как современный уровень использования аддитивных технологий (АТ) все чаще требует от свойств получаемых изделий соответствия требованиям стандартов [10]. При этом широко применялись методы как физического материаловедения, так и механических испытаний, сопровождающихся разрушением образцов. Естественно, что интерес к применению для этих целей методов неразрушающего контроля,

способных определить и измерить прочностные характеристики исследуемого материала изделия, вполне понятен.

Среди механических характеристик, которые наиболее часто измеряются методами неразрушающего контроля, следует выделить модуль упругости, измеряемый с помощью ультразвука [11–14], а также твердость и модуль упругости при индентировании, измеряемые методами индентирования [15–18]. При этом когда ультразвуковой метод применяется для контроля качества изделия, он не требует разрушения образца, однако в случае измерения модуля упругости существуют особые требования к размерам образца, обусловленные физикой процесса и размерами датчиков. Поэтому реально обсуждать в плане перспективы применения неразрушающего метода можно только методы индентирования. Сравнение же результатов измерения модуля методами индентирования и ультразвука очень полезно и информативно [19]. ГОСТ Р 8.748–2011 определяет требования к нагрузке при индентировании с учетом масштабных уровней (макро- и микро-), но вопросы, связанные с обсуждением получаемых результатов при индентировании на различных масштабных уровнях, по-прежнему требуют тщательного обсуждения и сравнения [20].

Следует отметить, что модуль упругости является ключевым параметром в инженерном проектировании и разработке материалов. Ранее модуль нормальной упругости для чистых металлов считался структурно малочувствительной характеристикой [21]. Однако в современных исследованиях было обнаружено, что при переходе чистых металлов от крупнокристаллического к нанокристаллическому состоянию происходит изменение значений модуля [22, 23]. Для титановых сплавов, большинство которых относится к двухфазным материалам, вопросы стабильности значений модуля упругости после различных видов термической обработки также важны [24], и по результатам многочисленных исследований, например, для титанового сплава типа ВТ6 (Ti-6Al-4V) значение модуля упругости может варьироваться в диапазоне от 90 до 145 ГПа [24]. В целом многими исследованиями показано, что значения модуля упругости зависят от ряда факторов, таких как структура, однородность структуры, размеры образца и размеры измеряемой зоны.

Для титановых сплавов, применяемых в медицине, модуль упругости является важной характеристикой, от которой зависит биомеханическая совместимость материала имплантата или эндопротеза. Снижение значения этого показателя до значений модуля костной ткани достигается методами дополнительного легирования используемых сплавов, что приводит к серьезным структурным и фазовым изменениям [25, 26]. Контроль значений модуля упругости сплавов, особенно на стадии отработки технологии, очевидно важен и необходим.

Титановые сплавы, используемые в АТ, как уже отмечалось выше, подвергаются специфическим воздействиям, которые приводят к формированию в сплаве неоднородных и анизотропных структур и фаз. В случае селективного сплавления порошковых сплавов титана лазером или электронным лучом удается выращивать изделия с необходимыми характеристиками [27]. При решении задач повышения экономической эффективности аддитивного производства, например, повышение производительности процесса печати за счет применения проволоки сопряжено со сложностями управления термическими режимами. Это значит, что и сплав формируется с особым структурно-фазовым состоянием [28, 29]. Как показывает анализ литературы, посвященной титановым сплавам, сформированным в условиях АТ, данные о модуле упругости получались при обработке кривых деформации при растяжении или сжатии либо методами наноиндентирования [29] и в меньшей степени – с применением ультразвука [30]. В то же время в случае исследования сплавов сложного фазового и структурного состояния предлагается использовать одновременно несколько методов для измерения модуля упругости [31].

В последнее время все большее применение для измерения модуля на реальных объектах находит метод индентирования, который помимо модуля упругости позволяет получить и другие прочностные характеристики, такие как предел прочности, предел текучести, трещиностойкость и др. [32, 33]. В настоящей работе проводятся исследования модуля упругости и твердости с применением ультразвукового контроля и методов макро- и микроиндентирования испытываемых пластин из титанового сплава типа ВТ6св, напечатанных электронным лучевым сплавлением

проволоки, в сравнении со свойствами титановых сплавов типа ВТ1-0, ВТ6 и Ti-6Al-4V, полученных традиционными технологиями. Взаимное обсуждение результатов измерений модулей упругости, получаемых различными методами, и значений твердости на макро- и микроуровнях позволит углубить представление о зависимости значений модулей упругости от структурно-фазовых состояний титановых сплавов, сформированных в условиях АТ.

## Методика исследований

### Материал

Объектом исследований служил титановый сплав, сформированный при послойном сплавлении титанового сплава ВТ6св из проволоки диаметром 1,6 мм. Химический состав проволоки ВТ6св соответствовал ГОСТ 27265–87 (ГОСТ на сварочную проволоку), он отличается от сплава ВТ6 тем, что содержание легирующих элементов соответствует нижнему пределу значений легирования. Исследовали также титановые сплавы типа ВТ1-0 (технически чистый титан Grade 2), ВТ6 и Ti-6Al-4V из листов проката. Химический состав исследуемых сплавов ВТ1-0 и ВТ6 соответствовал ГОСТ 19807–91, а сплава Ti-6Al-4V – национальному стандарту КНР GB/T 3620.1–2016. Химический состав исследуемых сплавов представлен в табл. 1.

Образцы были получены на лабораторной установке электронно-лучевого аддитивного производства, разработанной в ИФПМ СО РАН [34]. Процесс формирования образцов осуществлялся путем сплавления титановой проволоки ВТ6св диаметром 1,6 мм в условиях вакуума при давлении  $10^{-3} \dots 10^{-2}$  Па. В качестве подложки использовались пластины  $150 \times 60 \times 2,5$  мм<sup>3</sup> из ВТ1-0. Подложка размещалась на защитной подкладке из нержавеющей стали ( $160 \times 60 \times 5$  мм<sup>3</sup>) и все вместе крепилось к охлаждаемому трехкоординатному рабочему столу с помощью металлических прижимов. Стол имел жидкостное охлаждение, в процессе печати температура стола поддерживалась на уровне 13–15 °С. Для снижения тепловложения после 20-го слоя ток пучка уменьшался с 55 до 40 мА. С помощью САД-программы осуществлялась печать образцов в виде пластин размерами  $100 \times 60 \times 8$  мм<sup>3</sup>. Вид пластины представлен на рис. 1, а. После печати

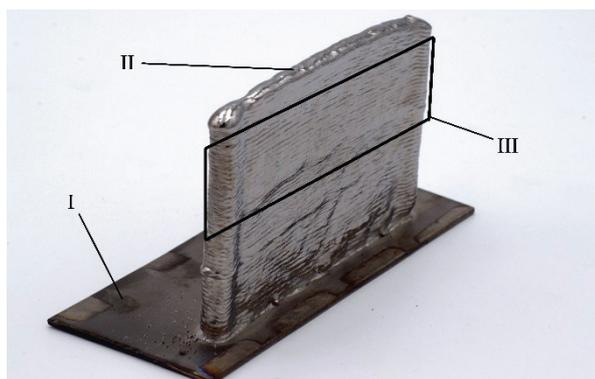
Химический состав исследуемых титановых сплавов  
Chemical composition of titanium alloys

Материал, обозначения марок / Alloys	Ti	Al	V	Zr	Si	Fe	O	H	N	C	Сумма прочих примесей / Impurities
BT1-0 VT1-0 (Grade2)*	Основа / Base	–	–	–	0,10	0,25	0,20	0,010	0,04	0,07	0,10
BT6* VT6*	Основа / Base	5,3–6,8	3,5–5,3	0,30	0,10	0,60	0,20	0,015	0,05	0,10	0,30
Ti-6Al-4V**	Основа / Base	5,5–6,75	3,5–4,5	–	–	0,3	0,20	0,015	0,05	0,08	0,4
BT6св*** VT6sv***	Основа / Base	3,5–4,5	2,5–3,5	–	0,10	0,15	0,12	0,003	0,04	0,50	0,30

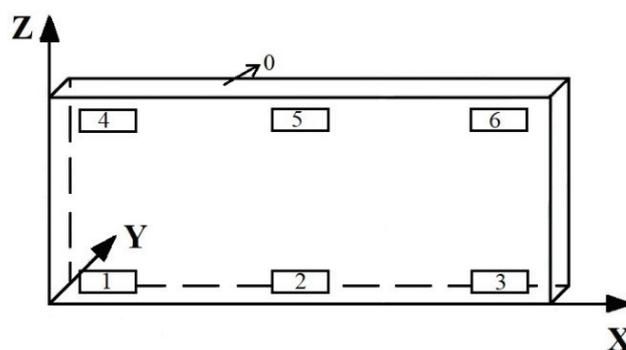
\* ГОСТ 19807–91

\*\* GB/T 3620.1–2016

\*\*\* ГОСТ 27265–87



*a*



*б*

Рис. 1. Общий вид образца, получаемого после печати (а):

I – подложка (BT1-0); II – выращенная пластина; III – вырезанная зона для испытания; схема участков измерений индентированием (б): 0 – измеренная плоскость XY; 1–6 – зоны измерения в плоскости XZ

Fig. 1. General view of 3D printed specimen (a):

I – VT1-0 substrate; II – wire-feed EBAM plate; III – cut area for testing; indentation measurement segments (b): 0 – in XY plane; 1–6 – in XZ plane

полученные пластины подвергались фрезерной обработке и шлифованию для ультразвукового контроля, индентирования и измерения твердости на участках, представленных на рис. 1, б, размерами  $89 \times 39 \times 3$  мм<sup>3</sup>.

#### Измерение модуля упругости ультразвуком

Для измерения модуля упругости ультразвуком и индентированием, измерения твердости и металлографических исследований готовились

образцы с помощью электроискровой вырезки из различных участков пластины в соответствии с требованиями к размерам образцов для перечисленных видов измерений.

В случае измерения модуля упругости с помощью ультразвукового метода на универсальном ультразвуковом толщиномере Olympus 38DL PLUS (рис. 2, а) требования к размерам образцов определяются размерами датчика поперечной волны (модель V156, 5 МГц) и разме-

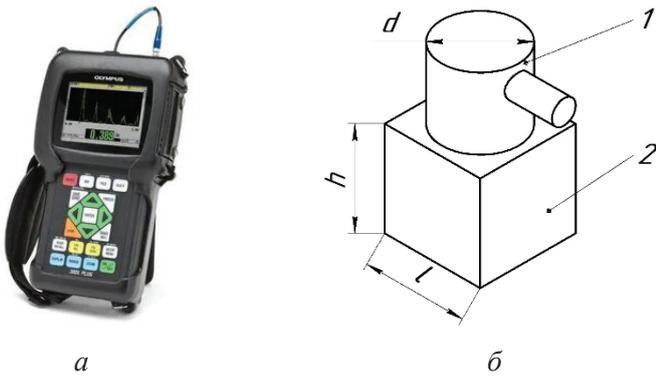


Рис. 2. Общий вид ультразвукового устройства Olympus 38DL PLUS (а) и схема ультразвуковых измерений (б):

1 – датчик; 2 – измеряемый образец

Fig. 2. Photograph of ultrasonic thickness gauge 38DL PLUS (a); schematic ultrasonic gauging (b):

1 – probe; 2 – specimen

рами датчика продольной волны (модель V112, 10 МГц). Высота измеряемого образца должна быть больше диаметра датчика, измеряющего поперечную и продольную скорость распространения ультразвука (рис. 2, б).

Среднее значение было получено из 10 измерений для каждого образца. Скорость волны получают путем измерения толщины испытуемого образца и времени распространения волны в нем. Коэффициент Пуассона и модуль упругости  $E$  рассчитываются следующим образом:

$$v = \frac{1 - 2(V_T / V_L)^2}{2 - 2(V_T / V_L)^2}; \quad (1)$$

$$E = \frac{V_L^2 \rho (1 + v) (1 - 2v)}{1 - v}, \quad (2)$$

где  $v$  – коэффициент Пуассона;  $V_T$  – поперечная акустическая скорость;  $V_L$  – продольная акустическая скорость, равная удвоенной толщине, деленной на время прохождения туда и обратно;  $\rho$  – плотность.

Конкретный метод расчета модуля упругости применяется в соответствии со стандартом ASTM E494-15 [35].

### Измерение модуля упругости при индентировании

#### Индентирование на макроуровне

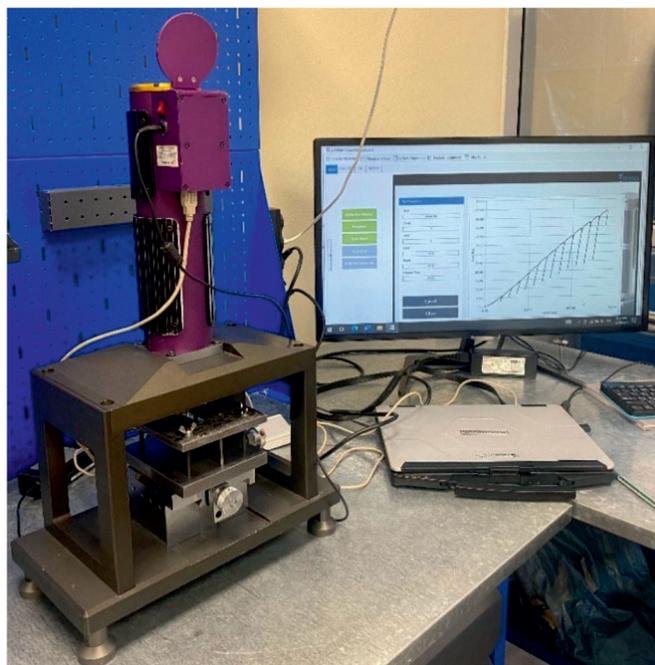
Измерение модуля упругости при индентировании титанового сплава, сформировавшегося при 3D-печати пластины, представленной на

рис. 1, осуществлялось методом индентирования с помощью установки экспресс-диагностики материалов AIS 3000HD (FRONTICS, Корея) [32, 33, 36], приведенной на рис. 3, а, б. Схема индентирования сферическим наконечником диаметром 0,5 мм и вид отпечатков представлены на рис. 3, в, г.

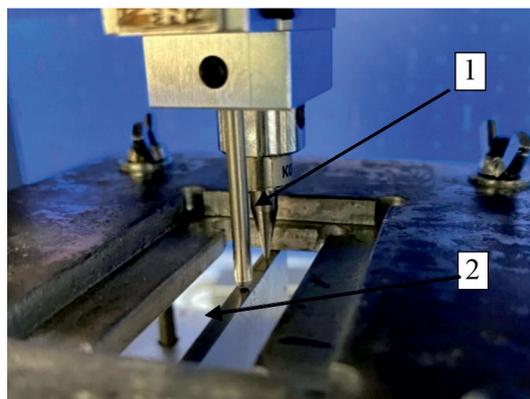
Принцип действия установки основан на внедрении индентора в объект контроля под действием плавно возрастающей нагрузки и последующих периодических частичных разгрузок с последующим их полным снятием при достижении заданной максимальной глубины внедрения. Встроенное программное обеспечение (ПО) предназначено для управления работой установки и визуального отображения параметров контроля (нагрузки, глубины, скорости нагружения). Внешнее ПО установлено на персональном компьютере и предназначено для управления работой установки, а также для визуального отображения, хранения, передачи и статистической обработки результатов измерений. Внешнее ПО позволяет определить механические характеристики материала (модуль упругости, твердость, остаточное напряжение, прочность на растяжение и трещиностойкость (вязкость разрушения) по зависимости изменения нагрузки от глубины вдавливания.

Измерение нагрузки на инденторе проводится с помощью тензодатчика. Глубина вдавливания определяется с помощью датчика перемещений. В основе принципа работы системы лежит метод инструментального индентирования – вдавливание в исследуемый материал наконечника (индентора), соответствующего требованиям как ГОСТ Р 8.748–2011 [17], так и ASTM E2546-15 [15]. Суть метода инструментального индентирования заключается в определении зависимости усилия на инденторе (усилия вдавливания) от глубины вдавливания (глубины проникновения индентора в материал) на различных глубинах вдавливания при постепенном возрастании усилия. Измерения можно проводить не только на образцах, но и на целых изделиях.

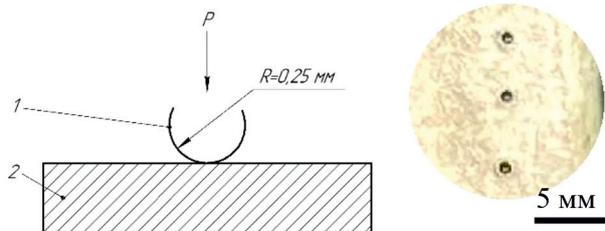
Вдавливание производилось сферическим индентором из твердого вольфрамкобальтового сплава (ВК5) с радиусом сферы 250 мкм. Нагрузка индентирования – примерно 600 Н. Каждое испытание индентированием состояло



a



б



в

г

Рис. 3. Общий вид устройства AIS 3000HD (а), узел индентирования (б):

1 – индентор; 2 – измеряемый образец; схема индентирования (в): 1 – индентор со сферическим наконечником диаметром 0,5 мм; 2 – измеряемый образец; изображение отпечатков (г)

Fig. 3. General view of the AIS3000 HD (a); indentation assembly (б):

1 – Vickers indenter (Dia. 0.5/1.0 mm); 2 – specimen; schematic indentation (в): 1 – rounded tip; 2 – specimen; points of indentation (г)

из 15 последовательных циклов «нагрузка – частичная разгрузка» со скоростью нагружения 0,3 мм/мин. Кривые «нагрузка – глубина» непрерывно получались во время вдавливания и преобразовывались в кривые «истинное напряжение – истинная деформация». Все испытания на вдавливание проводились при комнатной температуре.

Модуль упругости определяется по контактной жесткости  $S$  (наклон касательной к диаграмме разгрузки при снятии усилия  $F$ , как показано на рис. 4). Начальный прямолинейный участок на кривой разгрузки отражает упругое восстановление материала. Кривая разгрузки может быть выражена в степенном соотношении следующим образом:

$$F = k(h - h_f)^m, \tag{3}$$

где  $m$  и  $k$  – постоянные корреляции;

$$S = \left( \frac{dF}{dH} \right)_{h=h_{\max}} = km(h_{\max} - h_f)^{m-1} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} E_r \sqrt{A_c}; \tag{4}$$

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1 - \nu^2}{E} + \frac{1 - \nu_i^2}{E_i}, \tag{5}$$

где  $\nu$  и  $\nu_i$  – коэффициент Пуассона материала и индентора соответственно;  $E_i$  – модуль упругости головки индентора;  $E_r$  – приведенный модуль упругости:

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi}}{2} S \frac{1}{\sqrt{A_c}}, \tag{6}$$

где  $A_c$  – действительная площадь контакта индентора при вдавливании сферического индентора в материал с учетом высоты пластического наплыва  $h_{pile}$  и глубины упругого контакта  $h_d$ . Действительная площадь контакта  $A_c$  определяется с учетом фактического контактного радиуса  $a$  и является функцией глубины контакта индентора и испытываемого материала  $h_c$ :

$$A_c = f(h_c). \tag{7}$$

Контактная глубина при текущем усилии вдавливания может быть оценена путем анализа кривой разгрузки (рис. 4) с использованием представления о геометрии индентора, упругой

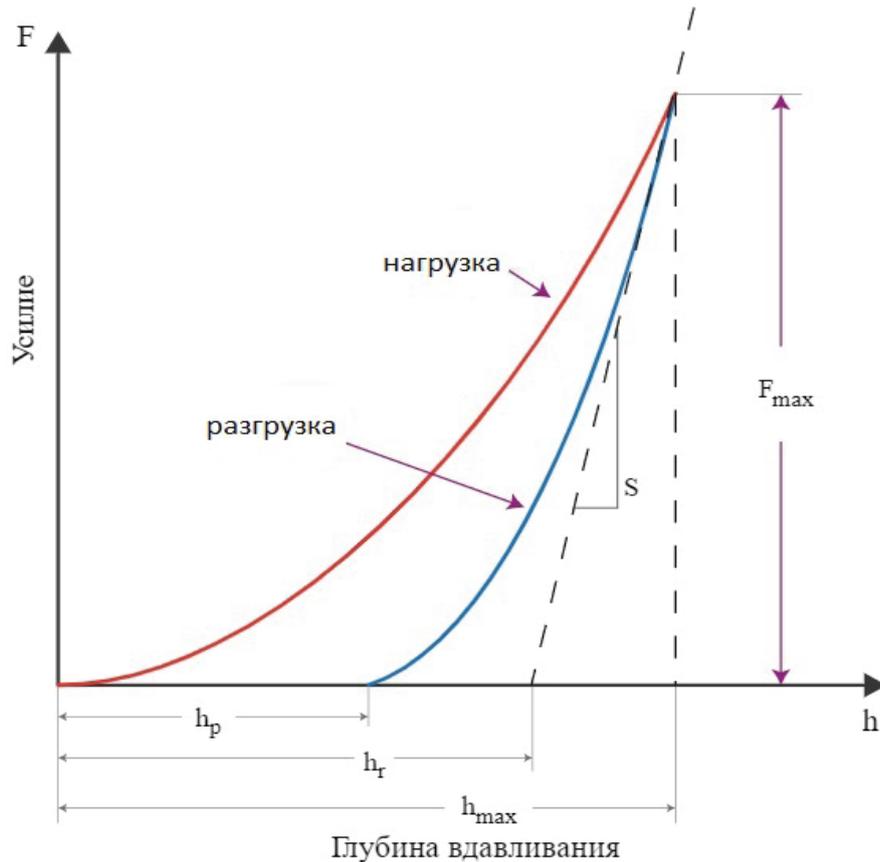


Рис. 4. Кривые «нагрузка – разгрузка» при единичном цикле

Fig. 4. Schematic “loading/unloading” curves of indentation for a single cycle

деформации и морфологии деформированной поверхности исследуемого материала.

На рис. 4 и 5 введены следующие обозначения:

$F_{\max}$  – максимальное усилие при испытании (усилие вдавливания);

$h_p$  – остаточная глубина отпечатка после снятия с образца для испытаний усилия  $F_{\max}$ ;

$h_r$  – пересечение касательной к кривой разгрузки при  $F_{\max}$  с осью перемещений;

$h_{\max}$  – максимальная глубина вдавливания при  $F_{\max}$ ;

$h_c$  – глубина контакта вдавливаемого наконечника (индентора) и образца для испытаний при  $F_{\max}$ ;

$h_{pile}^*$  – высота пластического напыла;

$h_d$  – глубина упругого контакта (прогиба);

$R$  – радиус сферического наконечника (индентора);

$a$  – фактический контактный радиус;

$a^*$  – контактный радиус без напыла.

Таким образом, получаем

$$h_c = h_c^* + h_{pile}^* = h_{\max} - h_d + h_{pile}^*; \quad (8)$$

$$h_d = \omega(h_{\max} - h_r) = 0,75F_{\max} / S, \quad (9)$$

где  $\omega$  – показатель формы индентора – 0,75 для сферического индентора.

Отсюда

$$h_c^* + h_{pile}^* = h_{\max} - (0,75F_{\max} / S) + h_{pile}^*; \quad (10)$$

$$\frac{h_{pile}^*}{h_c^*} = f\left(n_{IT}, \frac{h_{\max}}{R}\right). \quad (11)$$

Степень пластического напыла может быть выражена через постоянную  $c$  и связана с показателем деформационного упрочнения материала  $n$  следующим эмпирическим соотношением:

$$c^2 = \frac{a^2}{a^{*2}} = \frac{5(2-n)}{2(4+n)}, \quad (12)$$

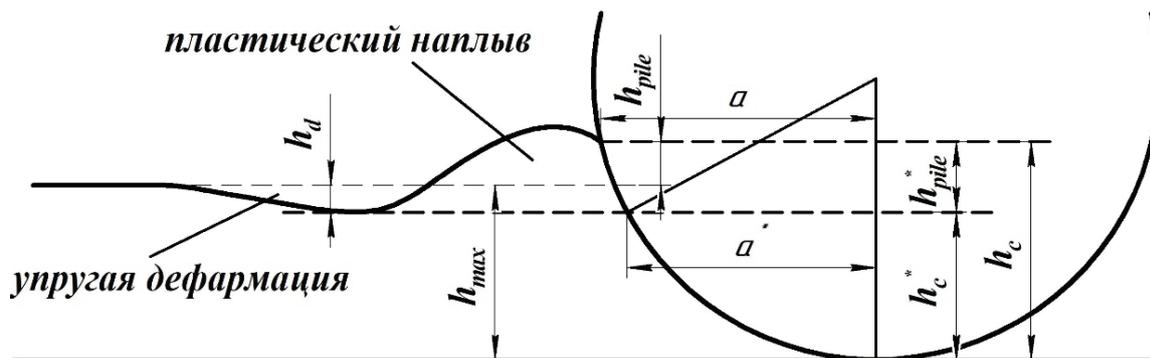


Рис. 5. Морфология деформированной поверхности материала

Fig. 5. Morphology of deformed surface of the material

где  $a$  – фактический контактный радиус;  $a^*$  – контактный радиус без напыла.

Исходя из геометрии сферического индентора, реальный контактный радиус выражается через  $h_c$  и радиус индентора  $R$  как

$$a^2 = \frac{5(2-n)}{2(4+n)} (2Rh_c^* - h_c^{*2}). \quad (13)$$

Определяем действительную площадь контакта  $A_c$  по действительной глубине контакта  $h_c$ , соотнесенной с  $h_{pile}^*$  и  $h_c^*$ :

$$A_c = \pi(2Rh_c - h_c^2). \quad (14)$$

### Индентирование на микроуровне

Модуль упругости и микротвердость образцов были протестированы на микротвердомере DUN-211S (Shimadzu, Япония) с индентором Берковича, представленном на рис. 6 (угол  $\alpha$  равен  $65,03^\circ$ ), максимальная нагрузка 2000 мН.

Модуль упругости при индентировании определяется по формуле (5), где коэффициент Пуассона для алмаза – 0,07, модуль упругости для алмаза –  $1,14 \cdot 10^6$  Н/мм<sup>2</sup>. В данном случае приведенный модуль упругости в области индентирования  $E_r$  определится следующим образом:

$$E_r = \frac{S\sqrt{\pi}}{2\sqrt{A_p}}, \quad (15)$$

где  $A_p$  – площадь поперечного сечения контактной поверхности между наконечником и испытуемым образцом, определяемая по кривой нагружения на  $F$ – $h$ -диаграмме и функции площади наконечника; для наконечника Берковича  $A_p$  определяется по следующим формуле:

$$\sqrt{A_p} = 4,896h_c. \quad (16)$$

В приборе реализована система непрерывного измерения жесткости материала одновременно с данными по нагрузке и смещению как непрерывной функции глубины проникновения индентора. В результате значения твердости при индентировании и модуля упругости при индентировании вычисляются в каждой точке данных, регистрируемых в процессе эксперимента.

### Измерение микротвердости

Твердость измерялась на универсальном микротвердомере Durascan-10 (компания EMCO TEST, Австрия), параметры испытаний: нагрузка – 100 г, время непрерывного нагружения – 3 с. Измерение в плоскости  $XZ$  проводилось с левой стороны в зоне «0» (см. рис. 1, б).

### Микроструктура и элементный анализ

Подготовка образцов для металлографических исследований и элементного анализа осуществлялась путем их вырезки из различных участков напечатанной пластины и последующей шлифовки поверхностей с использованием наждачной бумаги с последовательно уменьшаемой величиной зерна абразива. Финишную полировку проводили с помощью алмазной пасты.

Травление образцов для металлографических исследований после полировки осуществлялось с помощью реактива Kroll, состоящего из 10 мл  $HNO_3$ , 3 мл  $HF$  и 87 мл  $H_2O$ . Анализ микроструктуры образцов выполнялся на оптическом микроскопе Axio Observer A1m.

Элементный анализ проводился на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50 XVP, оснащенный энергодисперсионным детектором Oxford Instruments INCA X-ACT. Анализ выполнялся в двух плоскостях с шагами 0,25 мкм.

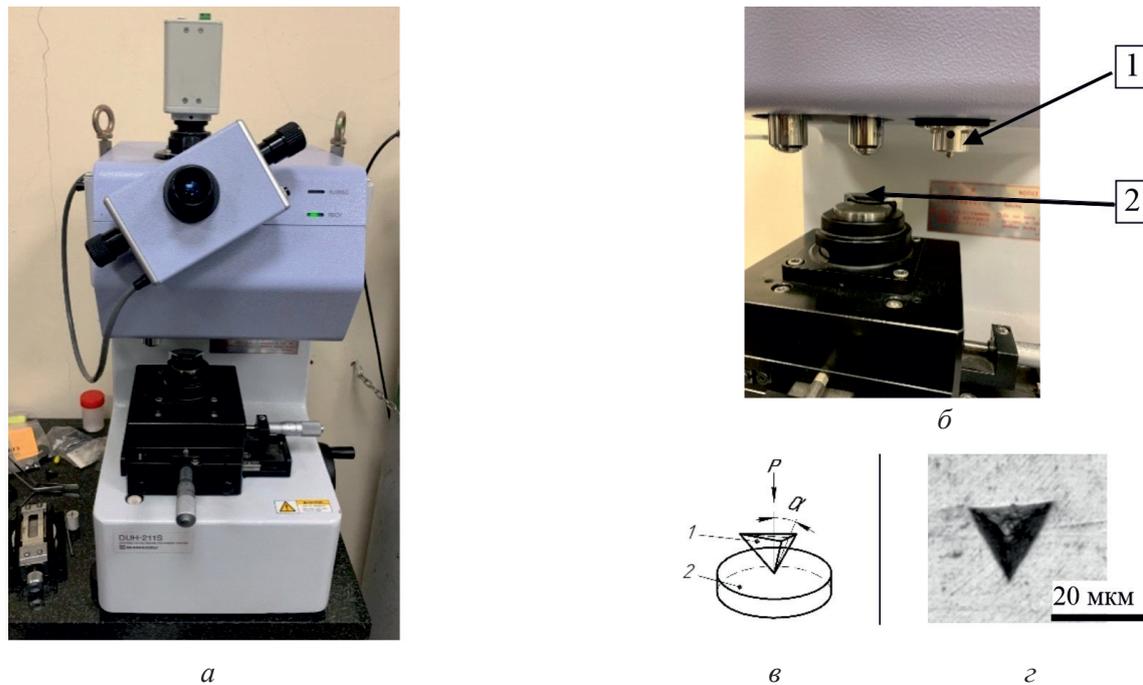


Рис. 6. Общий вид устройства микротвердомера DUH-211S (а); блок индентирования (б): 1 – зондовая система измерения; 2 – измеряемый образец; схема нагружения образца (в): 1 – индентор Берковича; 2 – измеряемый образец; вид отпечатка (z)

Fig. 6. General view of a DUH-211S Dynamic Ultra Microhardness Tester (a); test section (б): 1 – probe; 2 – specimen; schematic loading (в): 1 – Berkovich indenter; 2 – specimen; point of indentation (z)

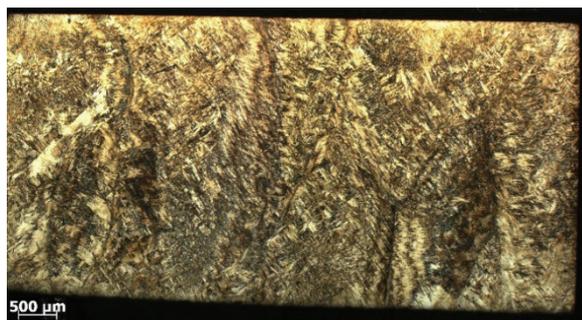
## Результаты и их обсуждение

### Структура и элементный состав

Особенностями структуры материалов, формирующихся в условиях как селективного сплавления металлических порошковых материалов, так и прямого сплавления проволок, являются гетерогенность и анизотропия строения и свойств [28], обусловленные послойным сплавлением и чередующимися в различных направлениях воздействиями высокоэнергетического электронного луча. Хорошо известно, что характерные значения скоростей охлаждения для большинства традиционных методов литья могут находиться в диапазоне значений от нескольких десятков до 1000 К/с, при этом происходят существенные изменения в структуре и свойствах формирующегося материала. В аддитивных же технологиях скорости охлаждения расплава могут находиться в диапазоне очень высоких значений от  $10^3$  до  $10^8$  К/с, кроме того, и температурные градиенты в различных участках тоже могут достигать высоких значений – до  $10^6$  К/см [37]. Наиболее часто особенности структуры и их влияние на свойства титановых сплавов оценива-

лись с помощью методов металлографии и механических испытаний на твердость и прочность, в основном при растяжении для образцов, получаемых селективным сплавлением [38, 39]. При печати проволокой, когда толщина сплавленного слоя значительно больше, чем при селективном сплавлении порошка, термические условия соответствуют более низким значениям скоростей охлаждения, что подтверждается особенностями столбчатой структуры, формирующейся в направлении выращивания образца (рис. 7, а), и поперечным срезом столбчатых кристаллов в виде многоугольников с диагоналями размерами от 1 до 2 мм в плоскости сканирования луча (рис. 7, б). Характер изменения значений микротвердости в представленных плоскостях говорит и о неоднородностях структуры в формирующихся зернах (рис. 7, в).

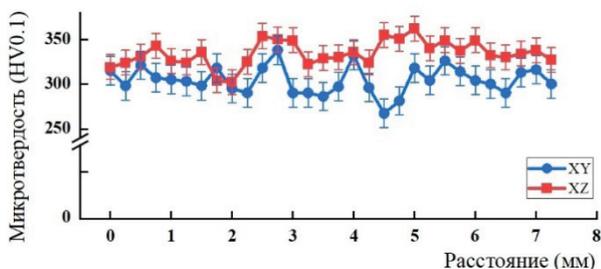
Соответственно вычисленные средние значения микротвердости для треков в плоскостях XZ и XY отличаются и составляют  $334 \pm 14$  HV0.1 и  $304 \pm 16$  HV0.1. Анализ кривых распределения основных элементов сплава в весовых процентах, полученных для плоскостей XZ и XY в произвольных участках образца, не демонстри-



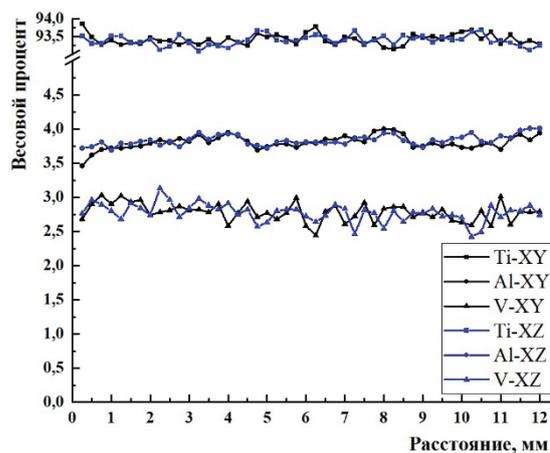
а



б



в



з

Рис. 7. Микроструктура образца в плоскости XZ (а) и в плоскости XY (б) с соответствующими распределениями значений микротвердости (в) и результатами элементного анализа (з) в двух поверхностях, XZ и XY

Fig. 7. SEM images with EDX analysis in XZ (a) and XY (б) planes; microhardness distribution (в); elemental analysis (з)

рует таких значительных изменений, как это получается при анализе распределения значений микротвердости (рис. 7, з), что больше говорит об определяющей структурной неоднородности, чем о фазовой неоднородности.

### Измерение ультразвуком модуля упругости и коэффициента Пуассона

Результаты измерений методом ультразвука модуля упругости и коэффициента Пуассона образцов, подготовленных из сплавов (см. табл. 1), приведены в табл. 2.

Анализ более ранних литературных данных о значениях модулей упругости для технически чистого титанового сплава и сплавов титана, легированных алюминием и ванадием [40], показывает, что значения модулей упругостей для литого состояния сплавов составляли соответственно 92 и 108 ГПа при значениях твердости 160 и 294 HV. При этом справедливо отмечалась чувствительность модуля упругости к фазово-

му составу и кристаллической структуре. Формирование структуры и свойств таких образцов было исследовано ранее и подробно изложено в работах [34, 41]. Структура имеет пластинчатый вид и состоит из колоний ( $\alpha + \beta$ )-фаз разной длины и ширины. Ламели  $\beta$ -фаз меньше по размеру и располагаются между пластинами  $\alpha$ -фазы (рис. 7, а, б). Очень важно, что присутствие  $\beta$ -фазы приводит к увеличению твердости даже при наличии в структуре легированного сплава мартенситной фазы  $\alpha'$ , что свидетельствует о преобладающей роли твердорастворного упрочнения. При этом значение модуля упругости уменьшается при увеличении доли  $\beta$ -фазы [42]. Сравнение данных для легированных титановых сплавов с данными для технически чистого титанового сплава является очень важным, так как последний демонстрирует гомогенную микроструктуру в отличие от двухфазного строения легированных сплавов [43]. В современных

**Определение упругих характеристик с помощью прибора Olympus 38DL PLUS**  
**Elastic properties determined by the 38DL PLUS**

Материалы → Характеристики ↓ / Alloys → Properties ↓	VT1-0* / VT1-0	VT6* / VT6	Ti-6Al-4V*	VT6св (напечатанный) / 3D printed VT6sv
Модуль упругости $E$ , ГПа / Elastic modulus $E$ , GPa	$109 \pm 1$	$120 \pm 1$	$130 \pm 1$	$131 \pm 1$
Коэффициент Пуассона, $\nu$ / Poisson's ratio, $\nu$	$0,33 \pm 0,03$	$0,32 \pm 0,03$	$0,31 \pm 0,03$	$0,27 \pm 0,03$

\*Анализируемые сплавы VT1-0, VT6 и Ti-6Al-4V находились в состоянии после прокатки / As-rolled alloys.

работях значение модуля из справочных данных для чистого титанового сплава и сплавов системы Ti-6Al-4V в литом или прокатанном состоянии приводятся соответственно на уровне 100–110 ГПа [43] и 120–125 ГПа при твердости легированного сплава порядка 400–420 HV [27]. В то же время измеренные ультразвуковым методом модули упругости сплавов в исходном состоянии для технически чистого сплава титана, приведенные в работе [43], составили 120 ГПа.

В целом представленные в табл. 2 данные для измеренных значений модулей упругости исследуемых титановых сплавов VT1-0 и VT6 хорошо согласуются с данными, приведенными в работах [27, 43], а данные, полученные для зарубежного сплава и напечатанного из сварочной титановой проволоки, демонстрируют их отличие вследствие, очевидно, существенного различия в структурно-фазовом состоянии.

Измерение упругих характеристик титановых сплавов, полученных по традиционным технологиям и напечатанных по АТ, методами индентирования [19, 22, 33, 36, 43] и наноиндентирования [27] более распространено, чем измерение методами ультразвука [19, 43].

**Измерение модулей упругости  
индентированием на макроуровне  
и измерение микротвердости**

Глубина отпечатков при инструментальных испытаниях индентированием составляет около 150 мкм, диаметр каждого отпечатка был в пределах 0,5 мм (см. рис. 3, з), что не нарушает целостности материала образца и не изменяет его физических свойств. Размеры вовлекаемого

в измерения материала при этом превышают те, которые анализируются при наноиндентировании, больше чем на порядок и соизмеримы с размерами зерен. Модуль упругости определяется на основе анализа кривых нагрузки и разгрузки, строящихся по описанной выше методике и представленных на рис. 8. При вдавливании в материал под индентором создаются условия напряжения и соответствующей ему деформации.

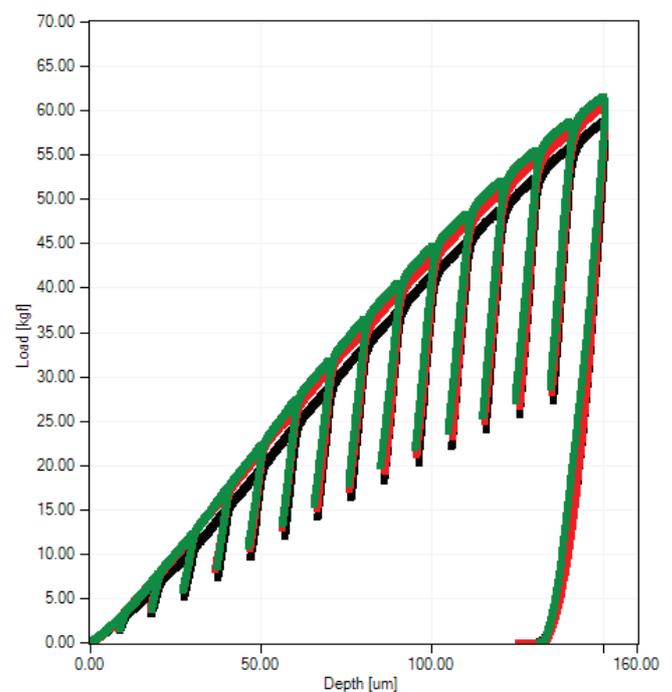


Рис. 8. Диаграммы вдавливания в координатах «нагрузка – глубина вдавливания» при инструментальном индентировании на установке AIS 3000HD

Fig. 8. Load-penetration curves of instrumental indentation using the AIS3000 HD

В результате проведения индентирования с множеством частичных разгрузок мы получили набор параметров вдавливания в широком диапазоне – на различных глубинах вдавливания при постепенном возрастании вдавливающего усилия. Используя эти параметры, производили расчет приведенного модуля упругости на всем диапазоне упругопластического деформирования в зоне индентирования.

Полученные данные модуля упругости при индентировании и значения микротвердости в плоскости XZ показаны на рис. 9, а, б; на поверхности XY – на рис. 9, в.

Из приведенных данных видно, что абсолютные значения твердости для различных геометрических зон образцов (низ – верх) со структурой, приведенной на рис. 7, а, отличаются незначительно (рис. 9, а, б), а значения в плоскости сканирования, которой соответствуют структуры, представленные на рис. 7, б, несколько ниже. Подобные результаты описываются во многих работах. Что касается абсолютных значений модуля и их зависимости от геометрических зон и плоскостей измерений, то отмечаются очень существенные различия. При этом, как и в случае исследования проката, значения

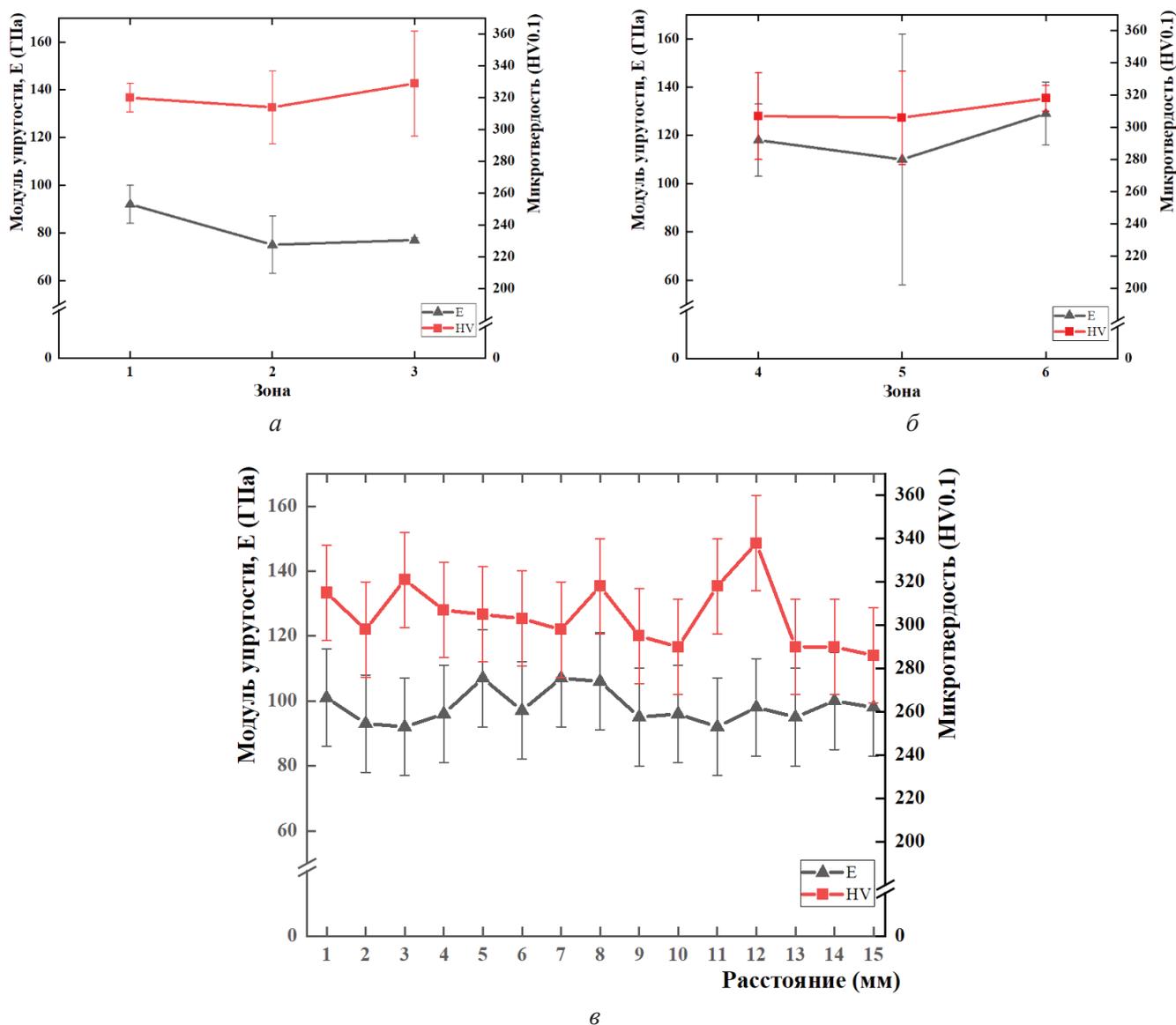


Рис. 9. Результаты измерений в различных зонах напечатанного образца модуля упругости  $E$  (метод индентирования с помощью устройства FRONTICS) и твердости HV0.1: в зонах 1, 2, 3 (а); в зонах: 4, 5, 6 (б); в зоне 0 (плоскость XY) (в)

Fig. 9. Elastic modulus and hardness measured by the AIS3000 HD at different points: а – points 1, 2, 3; б – points 4, 5, 6; в – point 0 (XY plane)

модуля отличаются в плоскости сканирования и в плоскости выращивания образца (рис. 9, б, в), абсолютные значения модулей в этом случае значительно меньше значений, полученных ультразвуком.

### Измерение модулей упругости и твердости индентированием на микроуровне

Типичные кривые глубины нагрузки для четырех материалов показаны на рис. 10. Большие различия в остаточной глубине вдавливания указывают на различия в сопротивлении материала деформации или твердости. Можно заметить, что остаточная глубина отпечатка для VT1-0 после снятия усилия больше, чем для остальных трех материалов. Это значит, что VT1-0 более мягкий, а для всех четырех материалов наклон касательной к диаграмме разгрузки при снятии усилия близкий.

В табл. 3 представлены результаты измерений модуля упругости и твердости титановых сплавов, полученные разными методами индентирования и в различных плоскостях для исследуемых образцов.

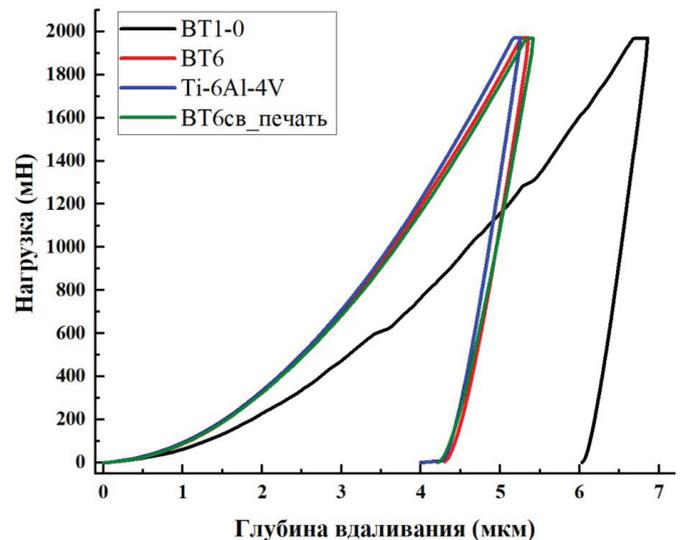


Рис. 10. Кривые «нагрузка – глубина вдавливания» при индентировании:  
 черная линия – VT1-0; красная линия – VT6; синяя линия – Ti-6Al-4V; зеленая линия – напечатанное изделие из VT6sv  
 Fig. 10. Curves “load – indentation depth” during indentation:  
 black line – VT1-0; red line – VT6; blue line – Ti-6Al-4V; green line – printed product from VT6sv

Таблица 3

Table 3

### Физико-механические характеристики исследуемых титановых сплавов

#### Physical and mechanical properties of Ti alloys

Тип сплава → Методы измерения и характеристики ↓ Alloys → / Measurement methods and properties ↓		VT1-0* / VT1-0		Ti-6Al-4V*	VT6sv (напеча- танный) / 3D printed VT6sv		VT6* / VT6*	
Макро- индентирование / Macro-indentation	E, ГПа	Продольный / Longitudinal	110 ± 8	110 ± 13	XZ	103...131	108 ± 4	
		Вертикальный / Vertical	102 ± 3	111 ± 10	XY	90...100		
Микро- инденти- рование / Micro- indentation	Dura- scan 10	HV0.1	Продольный / Longitudinal	168 ± 5	370 ± 23	XZ	334 ± 14	339 ± 6
			Вертикальный / Vertical	170 ± 6	375 ± 25	XY	304 ± 16	
	DUH- 211S	E <sub>IT</sub> 0,5, ГПа	99 ± 3		94 ± 1	90...100		90 ± 2
			H <sub>IT</sub> 0,5, Н/мм <sup>2</sup>		1930 ± 152	3913 ± 129	3552 ± 259	

\* E<sub>IT</sub> – модуль упругости при индентировании; H<sub>IT</sub> – твердость индентирования; анализируемые сплавы VT1-0, VT6 и Ti-6Al-4V находились в состоянии после прокатки / E<sub>IT</sub> – indentation elastic modulus, H<sub>IT</sub> – indentation hardness; as-rolled alloys.

В случае образцов, подготовленных из проката, обозначение «продольный» означает, что направление нагрузки индентора осуществлялось в плоскости проката, а «вертикальный» означает, что направление нагрузки индентора осуществлялось в плоскости, поперечной плоскости проката.

Из представленных результатов видно, что полученные значения твердости в целом хорошо соответствуют значениям, присущим исследуемым сплавам, и обнаруживают различие в зависимости от плоскости измерения как для прокатанного материала ВТ1-0, так и напечатанного ВТ6св. При этом, как и измеренные индентированием значения твердости, значения модуля упругости демонстрируют зависимость от структурно-фазового состояния исследуемых сплавов титана. Для двухфазных сплавов титана, состоящих из гексагональной  $\alpha$ -фазы и объемно-центрированной кубической  $\beta$ -фазы (ВТ6, Ti-6Al-4V и ВТ6св), изменение значений модуля упругости может быть связано и с изменением соотношений этих фаз, так как для  $\alpha$ -фазы присущи более высокие значения модуля упругости, чем для  $\beta$ -фазы [24]. В этой же работе изменение модуля связывают не только с изменением структуры и фазового состава прокатанного сплава типа ВТ6св, но и с особенностями кристаллографической текстуры. О ее роли можно говорить и в случае однофазного сплава ВТ1-0. Здесь важно отметить, что сплав ВТ1-0 ожидаемо демонстрирует гомогенную структуру и часто используется как стандартный материал при измерении модуля упругости титановых сплавов методами наноиндентирования [43]. Что касается сплава проволоки ВТ6св, претерпевшего переплавление и термообработку в процессе печати образца, то здесь комплекс структурных особенностей и изменений состава сплава, представленных на рис. 7, и выявленных ранее фазовых изменений и особенностей текстуры, обусловленных термическими условиями в различных зонах образцов [34], также влияет на характер изменения значений модуля упругости. В отношении структурных особенностей следует обратить внимание на тот факт, что термические воздействия на сплав типа Ti-6Al-4V, сформировавшийся в условиях электронно-лучевого переплава температурами меньше  $\beta$ -перехода, приводят к формированию четырех типов структуры сплава алломорфных,

относительно грубых пластин, больших выделений мелких пластин или игл и гранул  $\alpha$ -фазы [44]. Подобный набор типов структур формируется и при селективной печати порошковыми титановыми сплавами [27, 30]. Преобладающими структурными составляющими при этом являются более мелкая зерновая структура и мартенсит. Размеры зерен и доля мартенситной составляющей зависит от режимов печати, что сказывается на значениях твердости и модуля упругости. При этом значения твердости напечатанного титанового образца значительно превосходят значения образца, изготовленного из проката (5–6 ГПа и 3–4 ГПа соответственно), а значения модулей упругости, наоборот, при печати несколько меньше значений образцов из литого или прокатанного титановых сплавов (107–119 ГПа и 110–125 ГПа). При печати проволокой толщина сплавляемых слоев значительно превосходит толщину слоев при селективном сплавлении, и термические условия близки к литью или наплавке. В этом случае особенностью структуры является формирование резко выраженной крупной столбчатой структуры, простирающейся на всю высоту образца, и равноосной зерновой структуры в плоскости сканирования (рис. 7, а, б). Такое строение сформировавшегося сплава обеспечивает значения твердости, характерные для литых структур, и несколько отличается значениями в плоскостях построения и сканирования.

Что касается полученных значений модулей упругости для всех исследуемых образцов, то эти значения существенно меньше значений, полученных методом ультразвуковых измерений, которые приведены в табл. 2. При этом наибольшее различие в данных получается в случае измерений, проведенных методом микроиндентирования. Аналогичное различие в измеряемых значениях модуля упругости ультразвуком и наноиндентированием отмечалось и в работе [43], здесь же обращалось внимание на то, что точность ожидаемо должна быть выше, если индентирование охватывает больший объем.

Обобщенные данные по значениям модуля упругости и твердости, которые получены в работе для исследуемого сплава ВТ6св, сформировавшегося в условиях 3D-печати проволокой, в сравнении со сплавами Ti-6Al-4V и ВТ6 в различных состояниях представлены на рис. 11, а.

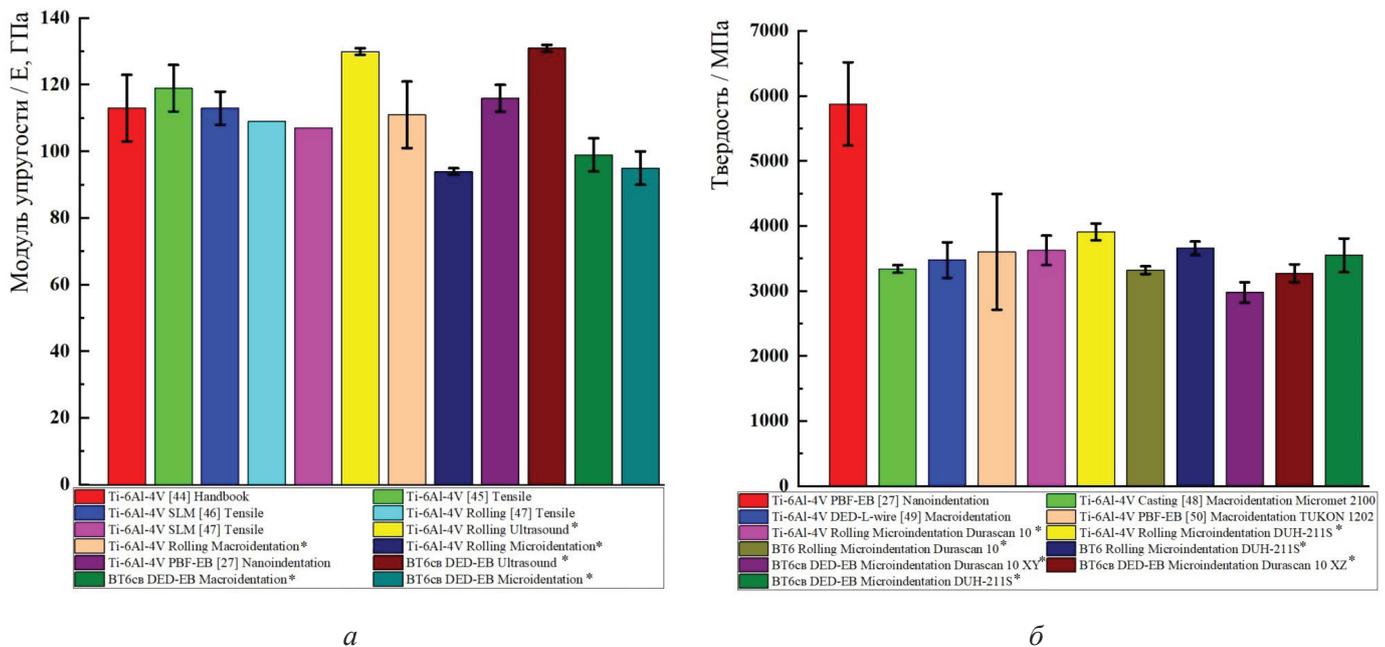


Рис. 11. Сравнительная диаграмма модулей упругости (а) и твердости (б) для титановых сплавов (SLM – селективное лазерное плавление; PBF-EB – электронное лучевое сплавление порошка; DED-EB – электронное лучевое сплавление проволоки; DED-L – технология лазерного прямого осаждения энергии порошками; \* – наши результаты)

Fig. 11. Elastic modulus (a) and hardness (b) for Ti alloys. Abbreviations: SLM – selective laser melting, EB-DED – electron beam directed energy deposition, EB-PBF – electron beam powder bed fusion, L-DED – laser directed energy deposition. Values obtained in this work are marked with an asterisk\*

Из представленных данных видно, что полученные в работе значения модуля упругости для напечатанного материала и сплава Ti-6Al-4V в прокатанном состоянии с помощью ультразвуковых измерений демонстрируют несколько завышенные значения по сравнению со значениями для исходных состояний близких по составу сплавов (прокат или литье), а также полученных при печати легированными порошковыми титановыми сплавами в работах других авторов. При этом значения модулей упругости при микроиндентировании показали заниженные значения в сравнении со значениями при макроиндентировании и данными других авторов. Следует обратить внимание, что полученные для напечатанных образцов из сплава BT6sv значения твердости уступают значениям, характерным для сплавов типа Ti-6Al-4V, что объясняется особенностями состава сплава BT6sv, его строением (рис. 7) и особенностями микроструктуры [34]. Приведенные значения, как это видно из данных рис. 11, б, соответствуют значениям сплавов в литом состоянии.

## Выводы

1. В работе проведено измерение модулей упругости и твердости титанового сплава, сформировавшегося в условиях высокопроизводительной 3D-печати электронным лучом с применением проволоки сплава BT6sv. Измерение указанных характеристик осуществлялось тремя методами: ультразвуком, макроиндентированием и микроиндентированием, и их значения сравнивались с данными, полученными для различных титановых сплавов в прокатанном состоянии. Полученные значения сравнивались между собой и с литературными данными.

2. Измеренные значения модулей упругости исследуемых сплавов в различных структурно-фазовых состояниях находились в диапазоне значений 90–100 ГПа (микроиндентированием) или 103–131 ГПа (макроиндентированием), что соответствует значениям, характерным для сплавов в исходном состоянии и сформировавшихся в условиях электроннолучевой печати.

3. Полученные значения модулей упругости для сплава, сформировавшегося при печати про-



волокой ВТбсв, несколько превышают значения, известные в литературе для подобных сплавов (131 и 125 ГПа соответственно), при этом значения твердости, наоборот, находятся в области низких значений, соответствующих сплавам в литом состоянии.

4. Анализ данных по измерению модуля упругости методами индентирования показал, что получаемые значения при микроиндентировании дают более низкие значения, чем при макроиндентировании, которые более близки к значениям, полученным с помощью ультразвука, а также из других источников.

5. Разница значений модулей упругости в различных пространственных участках напечатанного образца свидетельствует о структурно-фазовой чувствительности модуля упругости и демонстрирует возможности используемых в работе методов их измерения.

### Список литературы

1. *Niinomi M.* Mechanical properties of biomedical titanium alloys // *Materials Science and Engineering: A.* – 1998. – Vol. 243 (1–2). – P. 231–236. – DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00806-x.
2. *Milewski J.O.* Additive manufacturing of metals: from fundamental technology to rocket nozzles, medical implants, and custom jewelry. – Cham: Springer, 2017. – 343 p. – ISBN 3319863487. – DOI: 10.1007/978-3-319-58205-4.
3. Metallurgy, mechanistic models and machine learning in metal printing / T. DebRoy, T. Mukherjee, H.L. Wei, J.W. Elmer, J.O. Milewski // *Nature Reviews Materials.* – 2021. – Vol. 6 (1). – P. 48–68. – DOI: 10.1038/s41578-020-00236-1.
4. Metal fabrication by additive manufacturing using laser and electron beam melting technologies / L.E. Murr, S.M. Gaytan, D.A. Ramirez, E. Martinez, J. Hernandez, K.N. Amato, P.W. Shindo, F.R. Medina, R.B. Wicker // *Journal of Materials Science and Technology.* – 2012. – Vol. 28 (1). – P. 1–14. – DOI: 10.1016/S1005-0302(12)60016-4.
5. Microstructures and mechanical properties of electron beam-rapid manufactured Ti–6Al–4V biomedical prototypes compared to wrought Ti–6Al–4V / L.E. Murr, E.V. Esquivel, S.A. Quinones, S.M. Gaytan, M.I. Lopez, E.Y. Martinez, F. Medina, D.H. Hernandez, E. Martinez, J.L. Martinez, S.W. Stafford, D.K. Brown, T. Hoppe, W. Meyers, U. Lindhe, R.B. Wicker // *Materials Characterization.* – 2009. – Vol. 60 (2). – P. 96–105. – DOI: 10.1016/j.matchar.2008.07.006.
6. Microstructure and mechanical properties of Ti–6Al–4V produced by electron beam melting of pre-alloyed powder / L. Facchini, E. Magalini, P. Robotti, A. Molinari // *Rapid Prototyping Journal.* – 2009. – Vol. 15 (3). – P. 171–178. – DOI: 10.1108/13552540910960262.
7. Beam speed effects on Ti–6Al–4V microstructures in electron beam additive manufacturing / X. Gong, J. Lydon, K. Cooper, K. Chou // *Journal of Materials Research.* – 2014. – Vol. 29 (17). – P. 1951–1959. – DOI: 10.1557/jmr.2014.125.
8. Surface modification of the EBM Ti–6Al–4V alloy by pulsed ion beam / N. Pushilina, E. Stepanova, A. Stepanov, M. Syrtanov // *Metals.* – 2021. – Vol. 11 (3). – P. 512. – DOI: 10.3390/met11030512.
9. Структурные и механические свойства нержавеющей стали, сформированной в условиях послойного сплавления проволоки электронным лучом / В.В. Фёдоров, А.В. Рыгин, В.А. Клименов, Н.В. Мартюшев, А.А. Клопотов, И.Л. Стрелкова, С.В. Матрёнин, А.В. Батрагин, В.Н. Дерюшева // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты).* – 2021. – Т. 23, № 4. – С. 111–124. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.4-111-124.
10. Microstructure and mechanical properties of Ti–6Al–4V by electron beam rapid manufacturing / H. Suo, Z. Chen, J. Liu, S. Gong, J. Xiao // *Rare Metal Materials and Engineering.* – 2014. – Vol. 43 (4). – P. 780–785. – DOI: 10.1016/S1875-5372(14)60083-7.
11. ASTM D2845-08. Standard test method for laboratory determination of pulse velocities and ultrasonic elastic constants of rock (Withdrawn 2017). – ASTM International, 2008.
12. GB/T 38897-2020. Non-destructive testing – Measurement method for material elastic modulus and Poisson's ratio using ultrasonic velocity / State Administration for Market Regulation, National Standardization Administration. – China, 2020. – 20 p. – In Chinese.
13. ГОСТ 25095–82. Сплавы твердые спеченные. Метод определения модуля упругости (модуля Юнга). – М.: Изд-во стандартов, 1982. – 10 с.
14. ГОСТ Р 57862–2017. Композиты. Определение динамического модуля упругости, модуля упругости при сдвиге и коэффициента Пуассона методом акустического резонанса. – М.: Стандартинформ, 2017. – 15 с.
15. ASTM E2546-15. Standard practice for instrumented indentation testing. – ASTM International, 2015.
16. ISO 14577-1:2015. Metallic materials – Instrumented indentation test for hardness and materials parameters – Part 1: Test method. – ISO, 2015. – 46 p.
17. ГОСТ Р 8.748–2011. Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. Ч. 1. Метод испытаний. – М.: Стандартинформ, 2011. – 28 с.
18. GB/T 21838.1-2019. Metallic materials – Instrumented indentation test for hardness and materials parameters – Part 1: Test method / State Administration for

Market Regulation, National Standardization Administration. – China, 2019. – 40 p.

19. *Wu S.-J., Chin P.-C., Liu H.* Measurement of elastic properties of brittle materials by ultrasonic and indentation methods // *Applied Sciences*. – 2019. – Vol. 9 (10). – P. 2067. – DOI: 10.3390/app9102067.

20. *Broitman E.* Indentation hardness measurements at macro-, micro-, and nanoscale: A critical overview // *Tribology Letters*. – 2017. – Vol. 65 (1). – Art. 23. – DOI: 10.1007/s11249-016-0805-5.

21. *Золоторевский В.С.* Механические свойства металлов. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСИС, 1998. – 400 с.

22. Young's modulus of nanocrystalline Fe measured by nanoindentation / G.E. Fougere, L. Riester, M. Ferber, J.R. Weertman, R.W. Siegel // *Materials Science and Engineering: A*. – 1995. – Vol. 204 (1–2). – P. 1–6. – DOI: 10.1016/0921-5093(95)09927-1.

23. *Носкова Н.И., Мулюков Р.Р.* Субмикросталлические и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: УрОРАН, 2003. – 279 с.

24. Young's modulus of titanium alloy VT6S and its structural sensitivity / R.Ya. Lutfullin, E.A. Trofimov, R.M. Kashaev, V.D. Sitdikov, T.R. Lutfullin // *Letters on Materials*. – 2017. – Vol. 7 (1). – P. 12–16. – DOI: 10.22226/2410-3535-2017-1-12-16.

25. Functional adaptation and ingrowth of bone vary as a function of hip implant stiffness / D.R. Sumner, T.M. Turner, R. Igloria, R.M. Urban, J.O. Galante // *Journal of Biomechanics*. – 1998. – Vol. 31 (10). – P. 909–917. – DOI: 10.1016/S0021-9290(98)00096-7.

26. *Zhang L., Chen L.* A review on biomedical titanium alloys: Recent progress and prospect // *Advanced Engineering Materials*. – 2019. – Vol. 21 (4). – P. 1801215. – DOI: 10.1002/adem.201801215.

27. *Wang X., Gong X., Chou K.* Scanning speed effect on mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy processed by electron beam additive manufacturing // *Procedia Manufacturing*. – 2015. – Vol. 1. – P. 287–295. – DOI: 10.1016/j.promfg.2015.09.026.

28. Особенности структурно-фазового состояния сплава Ti-6Al-4V при формировании изделий с использованием электронно-лучевой проволочной аддитивной технологии / Н.Л. Савченко, А.В. Воронцов, В.Р. Утяганова, А.А. Елисеев, В.Е. Рубцов, Е.А. Колубаев // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2018. – Т. 20, № 4. – С. 60–71. – DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-60-71.

29. Wire-feed electron beam additive manufacturing: A review / K. Osipovich, K. Kalashnikov, A. Chumaevskii, D. Gurianov, T. Kalashnikova, A. Vorontsov, A. Zyкова, V. Utyaganova, A. Panfilov, A. Nikolaeva, A. Dobrovolskii, V. Rubtsov, E. Kolubaev // *Metals*. – 2023. – Vol. 13 (2). – P. 279. – DOI: 10.3390/met13020279.

30. Beam current effect on microstructure and properties of electron-beam-melted Ti-6Al-4V alloy / N.S. Pushilina, V.A. Klimenov, R.O. Cherepanov, E.B. Kashkarov, V.V. Fedorov, M.S. Syrtanov, A.M. Lider, R.S. Laptev // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2019. – Vol. 28 (10). – P. 6165–6173. – DOI: 10.1007/s11665-019-04344-0.

31. Anomalous low modulus of the interpenetrating-phase composite of Fe and Mg obtained by liquid metal dealloying / I.V. Okulov, P.-A. Geslin, I.V. Soldatov, H. Ovri, S.-H. Joo, H. Kato // *Scripta Materialia*. – 2019. – Vol. 163. – P. 133–136. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2019.01.017.

32. Определение механических свойств металла кольцевых сварных соединений и основного металла труб методом инструментального индентирования / Т.Н. Белослудцев, А.Ю. Котоломов, С.Ю. Настич, В.А. Лопаткин, А.В. Шипилов, А.Е. Куранов, О.Б. Яременко // *Газовая промышленность*. – 2021. – Спец. вып. № 3 (823). – P. 26–36.

33. *Яременко О.Б., Куранов А.Е., Васильцов С.Ю.* Инструментальное индентирование как неразрушающий метод оценки механических характеристик конструкционных материалов // *Живучесть и конструкционное материаловедение (ЖивКоМ – 2020): 5-я Международная научно-техническая конференция в дистанционном формате, Москва, 27–29 октября 2020 г.* – М., 2020. – С. 274–278.

34. Influence of the coarse grain structure of a titanium alloy Ti-4Al-3V formed by wire-feed electron beam additive manufacturing on strain inhomogeneities and fracture / V. Klimenov, E. Kolubaev, A. Klopotov, A. Chumaevskii, A. Ustinov, I. Strelkova, V. Rubtsov, D. Gurianov, Z. Han, S. Nikonov, A. Batranin, M. Khimich // *Materials*. – 2023. – Vol. 16 (11). – P. 3901. – DOI: 10.3390/ma16113901.

35. ASTM E494-15. Standard practice for measuring ultrasonic velocity in materials. – ASTM International, 2015.

36. An instrumented indentation technique for estimating fracture toughness of ductile materials: A critical indentation energy model based on continuum damage mechanics / J.-S. Lee, J. Jang, B.-W. Lee, Y. Choi, S.G. Lee, D. Kwon // *Acta Materialia*. – 2006. – Vol. 54 (4). – P. 1101–1109. – DOI: 10.1016/j.actamat.2005.10.033.

37. Microstructures and mechanical properties of Ti-6Al-4V parts fabricated by selective laser melting and electron beam melting / H.K. Rafi, N.V. Karthik, H. Gong, T.L. Starr, B.E. Stucker // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2013. – Vol. 22 (12). – P. 3872–3883. – DOI: 10.1007/s11665-013-0658-0.

38. Microstructural control of additively manufactured metallic materials / P.C. Collins, D.A. Brice, P. Samimi, I. Ghamarian, H.L. Fraser // *Annual Review of*



Materials Research. – 2016. – Vol. 46 (1). – P. 63–91. – DOI: 10.1146/annurev-matsci-070115-031816.

39. *Liu S., Shin Y.C.* Additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy: A review // *Materials & Design*. – 2019. – Vol. 164. – P. 107552. – DOI: 10.1016/j.matdes.2018.107552.

40. *Ho W.F., Ju C.P., Chern Lin J.H.* Structure and properties of cast binary Ti–Mo alloys // *Biomaterials*. – 1999. – Vol. 20 (22). – P. 2115–2122. – DOI: 10.1016/S0142-9612(99)00114-3.

41. Microstructure and compressive behavior of Ti-6Al-4V alloy built by electron beam free-form fabrication / V.A. Klimenov, V.V. Fedorov, M.S. Slobodyan, N.S. Pushilina, I.L. Strelkova, A.A. Klopotov, A.V. Batranin // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2020. – Vol. 29 (11). – P. 7710–7721. – DOI: 10.1007/s11665-020-05223-9.

42. *Zardiackas L.D., Mitchell D.W., Disegi J.A.* Characterization of Ti-15Mo beta titanium alloy for orthopaedic implant applications // *Medical Applications of Titanium and Its Alloys: The Material and Biological Issues*. – ASTM, 1996. – P. 60–75. – DOI: 10.1520/stp16070s. – (ASTM special technical publication; 1272).

43. *Majumdar P., Singh S.B., Chakraborty M.* Elastic modulus of biomedical titanium alloys by nano-indentation and ultrasonic techniques – A comparative study // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 489 (1–2). – P. 419–425. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.12.029.

44. Справочник металлиста. В 5 т. Т. 2 / под ред. А.Г. Рахштадта и В.А. Брострема. – Изд. 3-е, перераб. – М.: Машиностроение, 1976. – 720 с.

45. *Simonelli M., Tse Y.Y., Tuck C.* Effect of the build orientation on the mechanical properties and fracture modes of SLM Ti–6Al–4V // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Vol. 616. – P. 1–11. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.07.086.

46. *Keist J.S., Palmer T.A.* Role of geometry on properties of additively manufactured Ti-6Al-4V structures fabricated using laser based directed energy deposition // *Materials & Design*. – 2016. – Vol. 106. – P. 482–494. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.05.045.

47. *Shunmugavel M., Polishetty A., Littlefair G.* Microstructure and mechanical properties of wrought and additive manufactured Ti-6Al-4V cylindrical bars // *Procedia Technology*. – 2015. – Vol. 20. – P. 231–236. – DOI: 10.1016/j.protcy.2015.07.037.

48. Vickers hardness of cast commercially pure titanium and Ti-6Al-4V alloy submitted to heat treatments / S.S. da Rocha, G.L. Adabo, G.E.P. Henriques, M.A.d.A. Nóbilo // *Brazilian Dental Journal*. – 2006. – Vol. 17 (2). – P. 126–129. – DOI: 10.1590/s0103-64402006000200008.

49. Additive manufactured Ti-6Al-4V using welding wire: Comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace material specifications / E. Brandl, B. Baufeld, C. Leyens, R. Gault // *Physics Procedia*. – 2010. – Vol. 5. – P. 595–606. – DOI: 10.1016/j.phpro.2010.08.087.

50. Effects of the microstructure and porosity on properties of Ti-6Al-4V ELI alloy fabricated by electron beam melting (EBM) / H. Galarraga, D.A. Lados, R.R. Dehoff, M.M. Kirka, P. Nandwana // *Additive Manufacturing*. – 2016. – Vol. 10. – P. 47–57. – DOI: 10.1016/j.addma.2016.02.003.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2023 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Elastic modulus and hardness of Ti alloy obtained by wire-feed electron-beam additive manufacturing

Vasily Klimenov<sup>1, a\*</sup>, Evgeny Kolubaev<sup>2, b</sup>, Zeli Han<sup>1, c</sup>, Andrey Chumaevskii<sup>2, d</sup>, Edgar Dvilis<sup>1, e</sup>,  
Irina Strelkova<sup>1, f</sup>, Ekaterina Drobyaz<sup>3, g</sup>, Oleg Yaremenko<sup>4, h</sup>, Aleksandr Kuranov<sup>4, i</sup>

<sup>1</sup> National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin ave., Tomsk, 634050, Russian Federation

<sup>2</sup> Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

<sup>3</sup> Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

<sup>4</sup> Opton Engineering Limited Liability Company Ugreshskaya str., 2, p. 53, Moscow, 115088, Russian Federation

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0001-7583-0170>, [klimenov@tpu.ru](mailto:klimenov@tpu.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, [ek@ispms.tsc.ru](mailto:ek@ispms.tsc.ru);

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0001-6502-6541>, [hanelizy@gmail.com](mailto:hanelizy@gmail.com); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>, [tch7av@gmail.com](mailto:tch7av@gmail.com);

<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0002-6853-6448>, [dvilis@tpu.ru](mailto:dvilis@tpu.ru); <sup>f</sup> <https://orcid.org/0000-0002-2222-2865>, [strelkova@tpu.ru](mailto:strelkova@tpu.ru);

<sup>g</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5364-3574>, [ekaterina.drobyaz@yandex.ru](mailto:ekaterina.drobyaz@yandex.ru); <sup>h</sup> <https://orcid.org/0009-0002-8193-8027>, [oy@opton.ru](mailto:oy@opton.ru);

<sup>i</sup> <https://orcid.org/0009-0001-5593-9053>, [ak@opton.ru](mailto:ak@opton.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 17 July 2023

Revised: 10 August 2023

Accepted: 18 September 2023

Available online: 15 December 2023

#### Keywords:

Wire-feed electron-beam additive manufacturing

Titanium alloys

Elastic modulus

Indentation

Ultrasonic control

Hardness

#### Funding

Research was supported by Grant No. 23-79-00066 from the Russian Science Foundation, <https://rscf.ru/project/23-79-00066/>.

#### Acknowledgements

The authors like to express their gratitude towards the management of the Academic Innovative Center of National Research Tomsk Polytechnic University for equipment employed in these studies, financially supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (Project No. 075-15-2021-710). These studies also employed equipment of the Core Facility Centre "Structure, Mechanical, and Physical Properties of Materials" of Novosibirsk State technical University. We thank S. Yu. Nikonov (Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS) for 3D printing of specimens.

### ABSTRACT

**Introduction.** The development and application of additive manufacturing depends on many factors, including the printing process performance and buy-to-fly ratio. Wire-feed electron-beam additive manufacturing (*EBAM*) is attracting more and more attention from research teams. Moreover, the use of electron beams is the most effective and competitive for additive manufacturing of parts from alloys possessing high oxidation characteristics, e.g., titanium, stainless steels, since selective laser melting occurs in vacuum. Welding titanium wire *VT6sv* is the most preferable choice due to its availability and a wide range of thickness. This alloy, however, has fewer alloying elements than *VT6 (Ti-6Al-4V)* alloys. The high performance of wire-feed 3D printing and the *VT6sv* alloy composition affect the structure, phase composition, and properties of the fabricated alloy. As is known, the elastic modulus and hardness of alloys are important parameters, which can be measured rapidly also using non-destructive testing. **The purpose of this work** is to study the application of different approaches to measuring the elastic modulus and hardness of products obtained by wire-feed *EBAM* using the equipment of the *Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS*. **Research methods.** The structure of *VT6sv* titanium alloys fabricated by 3D printing and *VT1-0 (Grade 2)*, *VT6 (Ti-6Al-4V)* alloys, was investigated by different methods such as metallography, ultrasonic gauging, instrumented indentation technique, macro- and micro-indentation, indentation hardness testing. **Results and Discussion.** Titanium alloy fabricated from *VT6sv* titanium wire under different thermal conditions has a typical columnar structure throughout the forging height. The structure formation determines the elastic modulus and hardness at various points of the forging. It is found that the elastic modulus is higher than that of as-delivered *Ti-6Al-4V* alloys, while the hardness is lower. Micro-indentation shows lower values of the elastic modulus than macro-indentation, which approach to values obtained by ultrasonic gauging and in other works. Different values of the elastic modulus at different points of the 3D printed forging indicate its sensitivity to the structure and phase composition of the material and demonstrate capabilities of measuring techniques used in this work.

**For citation:** Klimenov V.A., Kolubaev E.A., Han Z, Chumaevskii A.V., Dvilis E.S., Strelkova I.L., Drobyaz E.A., Yaremenko O.B., Kuranov A.E. Elastic modulus and hardness of Ti alloy obtained by wire-feed electron-beam additive manufacturing. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 180–201. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-180-201. (In Russian).

#### \* Corresponding author

Klimenov Vasily A., D.Sc. (Engineering), Professor  
 National Research Tomsk Polytechnic University,  
 30 Lenin ave.,  
 634050, Tomsk, Russian Federation  
 Tel.: +7 (3822) 701-777, e-mail: [klimenov@tpu.ru](mailto:klimenov@tpu.ru)

## References

1. Niinomi M. Mechanical properties of biomedical titanium alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 1998, vol. 243 (1–2), pp. 231–236. DOI: 10.1016/s0921-5093(97)00806-x.
2. Milewski J.O. *Additive manufacturing of metals: from fundamental technology to rocket nozzles, medical implants, and custom jewelry*. Cham, Springer, 2017. 343 p. ISBN 3319863487. DOI: 10.1007/978-3-319-58205-4.
3. DebRoy T., Mukherjee T., Wei H.L., Elmer J.W., Milewski J.O. Metallurgy, mechanistic models and machine learning in metal printing. *Nature Reviews Materials*, 2021, vol. 6 (1), pp. 48–68. DOI: 10.1038/s41578-020-00236-1.
4. Murr L.E., Gaytan S.M., Ramirez D.A., Martinez E., Hernandez J., Amato K.N., Shindo P.W., Medina F.R., Wicker R.B. Metal fabrication by additive manufacturing using laser and electron beam melting technologies. *Journal of Materials Science and Technology*, 2012, vol. 28 (1), pp. 1–14. DOI: 10.1016/S1005-0302(12)60016-4.
5. Murr L.E., Esquivel E.V., Quinones S.A., Gaytan S.M., Lopez M.I., Martinez E.Y., Medina F., Hernandez D.H., Martinez E., Martinez J.L., Stafford S.W., Brown D.K., Hoppe T., Meyers W., Lindhe U., Wicker R.B. Microstructures and mechanical properties of electron beam-rapid manufactured Ti–6Al–4V biomedical prototypes compared to wrought Ti–6Al–4V. *Materials Characterization*, 2009, vol. 60 (2), pp. 96–105. DOI: 10.1016/j.matchar.2008.07.006.
6. Facchini L., Magalini E., Robotti P., Molinari A. Microstructure and mechanical properties of Ti–6Al–4V produced by electron beam melting of pre-alloyed powder. *Rapid Prototyping Journal*, 2009, vol. 15 (3), pp. 171–178. DOI: 10.1108/13552540910960262.
7. Gong X., Lydon J., Cooper K., Chou K. Beam speed effects on Ti–6Al–4V microstructures in electron beam additive manufacturing. *Journal of Materials Research*, 2014, vol. 29 (17), pp. 1951–1959. DOI: 10.1557/jmr.2014.125.
8. Pushilina N., Stepanova E., Stepanov A., Syrtanov M. Surface modification of the EBM Ti–6Al–4V alloy by pulsed ion beam. *Metals*, 2021, vol. 11 (3), p. 512. DOI: 10.3390/met11030512.
9. Fedorov V.V., Rygin A.V., Klimenov V.A., Martyushev N.V., Klopotov A.A., Strelkova I.L., Matrenin S.V., Batranin A.V., Deryusheva V.N. Strukturnye i mekhanicheskie svoystva nerzhavayushchei stali, sformirovannoi v usloviyakh posloinogo splavleniya provoloki elektronnyim luchom [Structural and mechanical properties of stainless steel formed under conditions of layer-by-layer fusion of a wire by an electron beam]. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 4, pp. 111–124. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.4-111-124.
10. Suo H., Chen Z., Liu J., Gong S., Xiao J. Microstructure and mechanical properties of Ti–6Al–4V by electron beam rapid manufacturing. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2014, vol. 43 (4), pp. 780–785. DOI: 10.1016/s1875-5372(14)60083-7.
11. ASTM D2845-08. *Standard test method for laboratory determination of pulse velocities and ultrasonic elastic constants of rock* (Withdrawn 2017). ASTM International, 2008.
12. GB/T 38897-2020. *Non-destructive testing – Measurement method for material elastic modulus and Poisson's ratio using ultrasonic velocity*. State Administration for Market Regulation, National Standardization Administration. China, 2020. 20 p. (In Chinese).
13. State Standard 25095–82. *Sintered hardmetals. Method of determination of elastic modulus (of Young's modulus)*. Moscow, Standards Publ., 1982. 10 p. (In Russian).
14. GOST R 57862–2017. *Composites. Determination of dynamic young's modulus, shear modulus and Poisson's ratio by sonic resonance*. Moscow, Standartinform Publ., 2017. 15 p. (In Russian).
15. ASTM E2546-15. *Standard practice for instrumented indentation testing*. ASTM International, 2015.
16. ISO 14577-1:2015. *Metallic materials – Instrumented indentation test for hardness and materials parameters – Part 1: Test method*. ISO, 2015. 46 p.
17. GOST R 8.748–2011. *Metallic materials – Instrumented indentation test for hardness and materials parameters – Part 1: Test method*. Moscow, Standartinform Publ., 2011. 28 p. (In Russian).
18. GB/T 21838.1-2019. *Metallic materials – Instrumented indentation test for hardness and materials parameters – Part 1: Test method*. State Administration for Market Regulation, National Standardization Administration. China, 2019. 40 p.
19. Wu S.-J., Chin P.-C., Liu H. Measurement of elastic properties of brittle materials by ultrasonic and indentation methods. *Applied Sciences*, 2019, vol. 9 (10), p. 2067. DOI: 10.3390/app9102067.
20. Broitman E. Indentation hardness measurements at macro-, micro-, and nanoscale: A critical overview. *Tribology Letters*, 2017, vol. 65 (1), art. 23. DOI: 10.1007/s11249-016-0805-5.

21. Zolotarevskii V.S. *Mekhanicheskie svoystva metallov* [Mechanical properties of metals]. 3rd ed. Moscow, MISIS Publ., 1998. 400 p.
22. Fougere G.E., Riester L., Ferber M., Weertman J.R., Siegel R.W. Young's modulus of nanocrystalline Fe measured by nanoindentation. *Materials Science and Engineering: A*, 1995, vol. 204 (1–2), pp. 1–6. DOI: 10.1016/0921-5093(95)09927-1.
23. Noskova N.I., Mulyukov R.R. *Submikrokristallicheskie i nanokristallicheskie metally i splavy* [Submicrocrystalline and nanocrystalline metals and alloys]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2003. 279 p.
24. Lutfullin R.Ya., Trofimov E.A., Kashaev R.M., Sitdikov V.D., Lutfullin T.R. Young's modulus of titanium alloy VT6S and its structural sensitivity. *Letters on Materials*, 2017, vol. 7 (1), pp. 12–16. DOI: 10.22226/2410-3535-2017-1-12-16.
25. Sumner D.R., Turner T.M., Igloria R., Urban R.M., Galante J.O. Functional adaptation and ingrowth of bone vary as a function of hip implant stiffness. *Journal of Biomechanics*, 1998, vol. 31 (10), pp. 909–917. DOI: 10.1016/S0021-9290(98)00096-7.
26. Zhang L., Chen L. A review on biomedical titanium alloys: Recent progress and prospect. *Advanced Engineering Materials*, 2019, vol. 21 (4), p. 1801215. DOI: 10.1002/adem.201801215.
27. Wang X., Gong X., Chou K. Scanning speed effect on mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy processed by electron beam additive manufacturing. *Procedia Manufacturing*, 2015, vol. 1, pp. 287–295. DOI: 10.1016/j.promfg.2015.09.026.
28. Savchenko N.L., Vorontsov A.V., Utyaganova V.R., Eliseev A.A., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Osobennosti strukturno-fazovogo sostoyaniya splava Ti-6Al-4V pri formirovani izdelii s ispol'zovaniem elektronno-luchevoi provolochnoi additivnoi tekhnologii [Features of the structural-phase state of the alloy Ti-6Al-4V in the formation of products using wire-feed electron beam additive manufacturing]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 60–71. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-60-71.
29. Osipovich K., Kalashnikov K., Chumaevskii A., Gurianov D., Kalashnikova T., Vorontsov A., Zykova A., Utyaganova V., Panfilov A., Nikolaeva A., Dobrovolskii A., Rubtsov V., Kolubaev E. Wire-feed electron beam additive manufacturing: A review. *Metals*, 2023, vol. 13 (2), p. 279. DOI: 10.3390/met13020279.
30. Pushilina N.S., Klimenov V.A., Cherepanov R.O., Kashkarov E.B., Fedorov V.V., Syrtanov M.S., Lider A.M., Laptev R.S. Beam current effect on microstructure and properties of electron-beam-melted Ti-6Al-4V alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2019, vol. 28 (10), pp. 6165–6173. DOI: 10.1007/s11665-019-04344-0.
31. Okulov I.V., Geslin P.-A., Soldatov I.V., Ovri H., Joo S.-H., Kato H. Anomalously low modulus of the interpenetrating-phase composite of Fe and Mg obtained by liquid metal dealloying. *Scripta Materialia*, 2019, vol. 163, pp. 133–136. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2019.01.017.
32. Belosludtsev T.N., Kotolomov A.Yu., Nastich S.Yu., Lopatkin V.A., Shipilov A.V., Kuranov A.Ye., Yaremenko O.B. Opredelenie mekhanicheskikh svoystv metalla kol'tsevykh svarnykh soedinenii i osnovnogo metalla trub metodom instrumental'nogo indentirovaniya [Determining mechanical properties of circular welded joint metal and pipe base metal using the instrumented indentation method]. *Gazovaya promyshlennost' = GAS Industry of Russia*, 2021, no. S3 (823), pp. 26–36. (In Russian).
33. Yaremenko O.B., Kuranov A.E., Vasil'tsov S.Yu. [Instrumental indentation as a non-destructive method for evaluating the mechanical characteristics of structural materials]. *Zhivuchest' i konstruktsionnoe materialovedenie (ZhivKoM – 2020)* [Survivability and Structural Materials Science (SSMS-2020)]. Moscow, 2020, pp. 274–278. (In Russian).
34. Klimenov V., Kolubaev E., Klopotov A., Chumaevskii A., Ustinov A., Strelkova I., Rubtsov V., Gurianov D., Han Z., Nikonov S., Batranin A., Khimich M. Influence of the coarse grain structure of a titanium alloy Ti-4Al-3V formed by wire-feed electron beam additive manufacturing on strain inhomogeneities and fracture. *Materials*, 2023, vol. 16 (11), p. 3901. DOI: 10.3390/ma16113901.
35. ASTM E494-15. *Standard practice for measuring ultrasonic velocity in materials*. ASTM International, 2015.
36. Lee J.-S., Jang J., Lee B.-W., Choi Y., Lee S.G., Kwon D. An instrumented indentation technique for estimating fracture toughness of ductile materials: A critical indentation energy model based on continuum damage mechanics. *Acta Materialia*, 2006, vol. 54 (4), pp. 1101–1109. DOI: 10.1016/j.actamat.2005.10.033.
37. Rafi H.K., Karthik N.V., Gong H., Starr T.L., Stucker B.E. Microstructures and mechanical properties of Ti-6Al-4V parts fabricated by selective laser melting and electron beam melting. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, vol. 22 (12), pp. 3872–3883. DOI: 10.1007/s11665-013-0658-0.



38. Collins P.C., Brice D.A., Samimi P., Ghamarian I., Fraser H.L. Microstructural control of additively manufactured metallic materials. *Annual Review of Materials Research*, 2016, vol. 46 (1), pp. 63–91. DOI: 10.1146/annurev-matsci-070115-031816.
39. Liu S., Shin Y.C. Additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy: A review. *Materials & Design*, 2019, vol. 164, p. 107552. DOI: 10.1016/j.matdes.2018.107552.
40. Ho W.F., Ju C.P., Chern Lin J.H. Structure and properties of cast binary Ti–Mo alloys. *Biomaterials*, 1999, vol. 20 (22), pp. 2115–2122. DOI: 10.1016/S0142-9612(99)00114-3.
41. Klimentov V.A., Fedorov V.V., Slobodyan M.S., Pushilina N.S., Strelkova I.L., Klopotov A.A., Batranin A.V. Microstructure and compressive behavior of Ti-6Al-4V alloy built by electron beam free-form fabrication. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2020, vol. 29 (11), pp. 7710–7721. DOI: 10.1007/s11665-020-05223-9.
42. Zardiackas L.D., Mitchell D.W., Disegi J.A. Characterization of Ti-15Mo beta titanium alloy for orthopaedic implant applications. *Medical Applications of Titanium and Its Alloys: The Material and Biological Issues*. ASTM, 1996, pp. 60–75. DOI: 10.1520/stp16070s.
43. Majumdar P., Singh S.B., Chakraborty M. Elastic modulus of biomedical titanium alloys by nano-indentation and ultrasonic techniques – A comparative study. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 489 (1–2), pp. 419–425. DOI: 10.1016/j.msea.2007.12.029.
44. Rakhshadt A.G., Brostrem V.A., eds. *Spravochnik metallista*. V 5 t. T. 2 [Handbook of metalworker. In 5 vols. Vol. 2]. 3rd ed., rev. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976. 720 p.
45. Simonelli M., Tse Y.Y., Tuck C. Effect of the build orientation on the mechanical properties and fracture modes of SLM Ti-6Al-4V. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 616, pp. 1–11. DOI: 10.1016/j.msea.2014.07.086.
46. Keist J.S., Palmer T.A. Role of geometry on properties of additively manufactured Ti-6Al-4V structures fabricated using laser based directed energy deposition. *Materials & Design*, 2016, vol. 106, pp. 482–494. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.05.045.
47. Shunmugavel M., Polishetty A., Littlefair G. Microstructure and mechanical properties of wrought and additive manufactured Ti-6Al-4V cylindrical bars. *Procedia Technology*, 2015, vol. 20, pp. 231–236. DOI: 10.1016/j.protcy.2015.07.037.
48. Da Rocha S.S., Adabo G.L., Henriques G.E.P., Nóbilo M.A.d.A. Vickers hardness of cast commercially pure titanium and Ti-6Al-4V alloy submitted to heat treatments. *Brazilian Dental Journal*, 2006, vol. 17 (2), pp. 126–129. DOI: 10.1590/s0103-64402006000200008.
49. Brandl E., Baufeld B., Leyens C., Gault R. Additive manufactured Ti-6Al-4V using welding wire: Comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace material specifications. *Physics Procedia*, 2010, vol. 5, pp. 595–606. DOI: 10.1016/j.phpro.2010.08.087.
50. Galarraga H., Lados D.A., Dehoff R.R., Kirka M.M., Nandwana P. Effects of the microstructure and porosity on properties of Ti-6Al-4V ELI alloy fabricated by electron beam melting (EBM). *Additive Manufacturing*, 2016, vol. 10, pp. 47–57. DOI: 10.1016/j.addma.2016.02.003.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2023 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Обработка металлов

## (технология • оборудование • инструменты)

 Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)


### In situ анализ кристаллической решетки нитридных однокомпонентных и многослойных покрытий ZrN/CrN в процессе термоциклирования

Андрей Воронцов<sup>1, a, \*</sup>, Андрей Филиппов<sup>1, b, \*</sup>, Николай Шамарин<sup>1, c</sup>, Евгений Москвичев<sup>1, d</sup>,  
 Ольга Новицкая<sup>1, e</sup>, Евгений Княжев<sup>1, f</sup>, Юлия Денисова<sup>2, g</sup>, Андрей Леонов<sup>2, h</sup>, Владимир Денисов<sup>2, i</sup>

<sup>1</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

<sup>2</sup> Институт сильноточной электроники СО РАН, пр. Академический, 2/3, г. Томск, 634055, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, [vav@ispms.ru](mailto:vav@ispms.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0003-0487-8382>, [andrey.v.filippov@yandex.ru](mailto:andrey.v.filippov@yandex.ru);

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4649-6465>, [shnn@ispms.ru](mailto:shnn@ispms.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0002-9139-0846>, [em\\_tsu@mail.ru](mailto:em_tsu@mail.ru);

<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0003-1043-4489>, [nos@ispms.tsc.ru](mailto:nos@ispms.tsc.ru); <sup>f</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>, [zhenya4825@gmail.com](mailto:zhenya4825@gmail.com);

<sup>g</sup> <https://orcid.org/0000-0002-3069-1434>, [yukolubaeva@mail.ru](mailto:yukolubaeva@mail.ru); <sup>h</sup> <https://orcid.org/0000-0001-6645-3879>, [laa-91@yandex.ru](mailto:laa-91@yandex.ru);

<sup>i</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5446-2337>, [volodyadenisov@yandex.ru](mailto:volodyadenisov@yandex.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.45.038.7

#### История статьи:

Поступила: 20 сентября 2023

Рецензирование: 26 сентября 2023

Принята к печати: 11 октября 2023

Доступно онлайн: 15 декабря 2023

#### Ключевые слова:

Покрытия

Нитриды

Параметр решетки

РСА

КТР

Термические напряжения

#### Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке Российской Федерации в лице Министерства науки и высшего образования (проект № 075-15-2021-1348) в рамках мероприятия № 1.1.16.

#### Благодарности

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнауки № 13.ЦКП.21.0034).

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Тепловое расширение – важная теплофизическая характеристика материалов, показывающая их расширение при нагревании. Знание этого свойства важно как с научной точки зрения, так и для практического использования. Материалы с низким тепловым расширением широко применяются в электронике, термобарьерных покрытиях и других областях. Несовпадение в тепловом расширении между различными материалами может привести к термическому напряжению на контактных поверхностях. Метод *in situ* синхротронной рентгеновской дифракции позволяет обнаружить это несоответствие. Термическое напряжение требует анализа коэффициента теплового расширения. Поведение при объемном расширении наблюдается в покрытиях, нанесенных термическим напылением. КТР важен для проектирования и прогнозирования характеристик покрытия при термических нагрузках. Изменение КТР может вызывать трещины и деградацию покрытия. *In situ* рентгеноструктурный анализ помогает понять тепловое расширение, размер кристаллитов и изменение напряжения и деформации при изменении температуры. **Целью работы** является интерпретация и использование *in situ* высокотемпературной рентгенографии в качестве эффективного инструмента для изучения поведения теплового несоответствия подложки из сплава ВК8 (8 вес.% Co, WC-матрица) с покрытиями CrN, ZrN и многослойным покрытием CrZrN, а также характерные различия между однокомпонентными покрытиями и их комбинации в многослойном покрытии. **Методика исследования.** В работе исследованы образцы нитридных покрытий хрома и циркония, нанесенных на подложки из твердого сплава ВК8. Основополагающим методом в работе является *in situ* анализ с использованием синхротронного излучения. Были оценены параметр решетки в зависимости от температуры циклирования, коэффициент теплового расширения при нагреве и охлаждении, а также исследовано несоответствие теплового расширения пары «подложка – покрытие» и слоев покрытия в многослойном покрытии. **Результаты и обсуждение.** Исследованы параметры кристаллической решетки и тепловое расширение покрытий. Параметр решетки всех покрытий уменьшался в процессе термоциклирования, что свидетельствует об испарении азота. Многослойное покрытие имеет наименьшее изменение параметра, возможно, из-за диффузионных барьеров. Искажения кристаллической решетки в одно- и многослойных покрытиях практически одинаковы. Все покрытия проявили тепловое расширение, схожее с подложкой. В многослойном покрытии создаются условия для сжимающих напряжений в одной фазе и растягивающих – в другой, поэтому срок службы многослойных покрытий ожидается высоким.

**Для цитирования:** In situ анализ кристаллической решетки нитридных однокомпонентных и многослойных покрытий ZrN/CrN в процессе термоциклирования / А.В. Воронцов, А.В. Филиппов, Н.Н. Шамарин, Е.Н. Москвичев, О.С. Новицкая, Е.О. Княжев, Ю.А. Денисова, А.А. Леонов, В.В. Денисов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 202–215. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-202-215.

## Введение

Тепловое расширение является важным теплофизическим свойством материалов и указывает на степень расширения материала при нагревании. Знания о тепловом расширении

#### \*Адрес для переписки

Воронцов Андрей Владимирович, м.н.с.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
 пр. Академический, 2/4,  
 634055, г. Томск, Россия

Тел.: +7 (983) 239-34-17, e-mail: [vav@ispms.ru](mailto:vav@ispms.ru)

важны не только с научной точки зрения, но и для практического использования [1]. Тепловое расширение становится все более важным для оценки потенциальных применений материала при изготовлении деталей и конструкций. Материалы с низким тепловым расширением широко используются в электронных устройствах, термобарьерных покрытиях, материалах прецизионного оборудования, компонентах тепловых двигателей и др. [2]. В некоторых системах или композиционных материалах следует устранять несоответствия теплового расширения между различными материалами или даже избегать его, так как оно может привести к накоплению термического напряжения на контактных поверхностях [3].

Термическое несоответствие между покрытием и подложкой или слоями многослойного покрытия преобладает во время осаждения покрытия или термообработки. Следовательно, возникающие термические напряжения требуют детального анализа коэффициента теплового расширения (КТР) [4]. Образование оксидов, остаточных напряжений и границ раздела являются характеристиками покрытий, вызванных процессом термического напыления. Поскольку поведение при объемном расширении обычно наблюдается в покрытиях, нанесенных термическим напылением, то определение правильных значений КТР имеет важное значение для проектирования и прогнозирования характеристик покрытия при термических нагрузках [5]. Параметры процесса напыления влияют на тепловое расширение из-за фазовых изменений, вызванных окислением, образованием соединений и др. Термические напряжения возникают из-за различий в КТР между покрытием и подложкой, а также в результате появления температурного градиента во время длительного процесса напыления [6, 7]. Известно, что деформации из-за термического несоответствия сильно влияют на прочность соединения компонентов с покрытием и срок службы термической усталости [8].

КТР количественно определяет расширение и усадку из-за изменений температуры материала. КТР материалов подложки и покрытия сильно влияет на прочность адгезии покрытия. Значительное изменение КТР приводит к несоответствию деформаций, вызывая трещины и деградацию покрытия в целом [9, 10]. Отлича-

ющийся коэффициент теплового расширения на границе раздела вызывает изменение локального объема в этой области [11]. К примеру, в покрытии на суперсплаве на основе Ni несоответствия деформаций покрытия и подложки создают внутренние напряжения в покрытии, что приводит к повреждению слоев поверхности раздела покрытия [6].

In situ рентгеноструктурный анализ является надежным инструментом для оценки температурно-зависимых свойств подложки и покрытий. Это помогает понять тепловое расширение, размер кристаллитов, рост зерен и изменение напряжения и деформации в зависимости от температуры [12, 13]. На основе приведенной литературы можно утверждать, что объемное расширение и искажение решетки могут вызывать внутренние напряжения в исходном материале. В связи с этим для обнаружения процессов несоответствия материалов по теплофизическим параметрам целесообразно использовать метод in situ синхротронной рентгеновской дифракции [14]. Величина полной ширины на полувысоте (FWHM) рентгеновских рефлексов может отражать эволюцию внутреннего напряжения при термической нагрузке [15, 16]. Например, из-за теплового расширения происходят изменения межплоскостного расстояния, связанные с определенной кристаллографической ориентацией, в то время как расширение дифракционного пика происходит, если дефекты решетки присутствуют в достаточно большом количестве в пределах рассеивающего объема, а также при возникновении микронапряжений.

В результате несоответствия термической деформации создаются локальные остаточные напряжения, которые варьируются от зерна к зерну. Наличие зернозависимых локальных деформаций решетки вдоль кристаллографического направления подразумевает существование распределения межплоскостных расстояний (имеющих некоторую ширину  $\Delta d_{hkl}$ ) вокруг заданного «среднего» межплоскостного расстояния ( $d_{hkl}$ ) [17]. Иногда предполагается, что межзеренное напряженное состояние является постоянным, и поэтому его можно игнорировать при анализе. Однако это предположение часто не выполняется [18]. Деформация каждого зерна зависит как от его ориентации, так и от ориентации соседних зерен. Если зерно относительно

«твердое» в данном направлении, то термическое напряжение в этом направлении вызывает пластические деформации в «более мягком» окружающем зерне. В результате деформация варьируется от зерна к зерну примерно средней величины, и скорость напряжений снижается.

**Целью данной работы** является интерпретация и использование *in situ* высокотемпературной рентгенографии в качестве эффективного инструмента для изучения поведения теплового несоответствия подложки из сплава ВК8 (8 вес.% Co, WC-матрица) с покрытиями CrN, ZrN и многослойным покрытием CrZrN, а также характерные различия между однокомпонентными покрытиями и их комбинации в многослойном покрытии. Произведена оценка параметра кристаллической решетки в покрытиях и подложке, а также изменение параметра в процессе термоциклирования. Совокупность полученных данных *in situ* синхротронных исследований позволила оценить искажения кристаллической решетки и параметры теплового расширения, что в свою очередь дало возможность оценить существование напряжений в процессе термоциклирования. Возможно, *in situ* высокотемпературная рентгенография станет быстрым методом исследования теплового несоответствия, вызванного тепловым расширением подложки и покрытия, а также и методом для дальнейшей оптимизации получаемых покрытий с наименьшими различиями в физических свойствах материалов покрытий.

### Методика исследований

Измерения *in situ* синхротронной дифракции рентгеновских лучей высоких энергий во время охлаждения и нагрева были выполнены на линии СИ ВЭПП-3, Новосибирск, Россия. Рентгеновское излучение имело размер пучка  $1 \times 2$  мм, длину волны 0,1 нм и энергию фотонов 12,4 кэВ. Образцы сначала нагревали от 30 °С до 50 °С, а затем охлаждали до 30 °С со скоростью 60 °С/мин, в сумме произведено три цикла «нагрев – охлаждение». Запись рентгенограмм производилась через каждые 30 °С. Межплоскостное расстояние  $d$  и ширина на полувысоте (FWHM) кристаллических плоскостей были получены путем аппроксимации дифракционных рефлексов функцией распределения Гаусса. Тепловое рас-

ширение решетки получается за счет изменения деформации  $d$ -пространства с изменением температуры. Первая производная кривой теплового расширения решетки, деленная на исходную величину межплоскостного расстояния соответствующей плоскости отражения, определяется как коэффициент теплового расширения решетки. Полуширина рефлексов содержит инструментальное уширение, объемное изменение размеров образца и уширение образца, вызванное размером зерна и микронапряжениями [15, 16]. В этом эксперименте инструментальное уширение и уширение в результате измельчения зерна принимаются как не изменяемые с изменением температуры, поэтому все изменения FWHM объясняются эволюцией напряжений.

### Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлена динамика изменения параметра кристаллической решетки в процессе термоциклирования. Здесь и далее левая часть рисунка относится к однородным покрытиям и подложке с однокомпонентными покрытиями (суффикс «mono»), а правая часть рисунка содержит компоненты многослойного покрытия и подложки с нанесенным многослойным покрытием (суффикс «CrZrN 8 grn»). Начало процесса термоциклирования указано как ромб, окончание процесса обозначено звездой. Во всех перечисленных случаях на рис. 1 характерно увеличение параметра решетки (рассчитанное по отражению (111)) при нагреве и уменьшение параметра решетки при охлаждении. Однако оказалось, что параметр решетки изменяется глобально при сравнении его в начале испытаний и после. Это продемонстрировано аппроксимированной прямой, взятой на протяжении всего испытания. Наклон этой прямой указывает, на сколько изменился параметр решетки. При сравнении параметра решетки одноименных фаз для образцов ZrN mono (рис. 1, а) и CrZrN 8 grn (рис. 1, б) различия в изменении параметра решетки незначительны и совпадают по порядку, хотя сама величина параметра решетки в компоненте ZrN многослойного покрытия отличается значительно и первоначально была меньше на 0,03 Å. При сравнении фазы CrN в образцах CrN mono и CrZrN 8 grn скорость изменения (наклон прямой) параметра

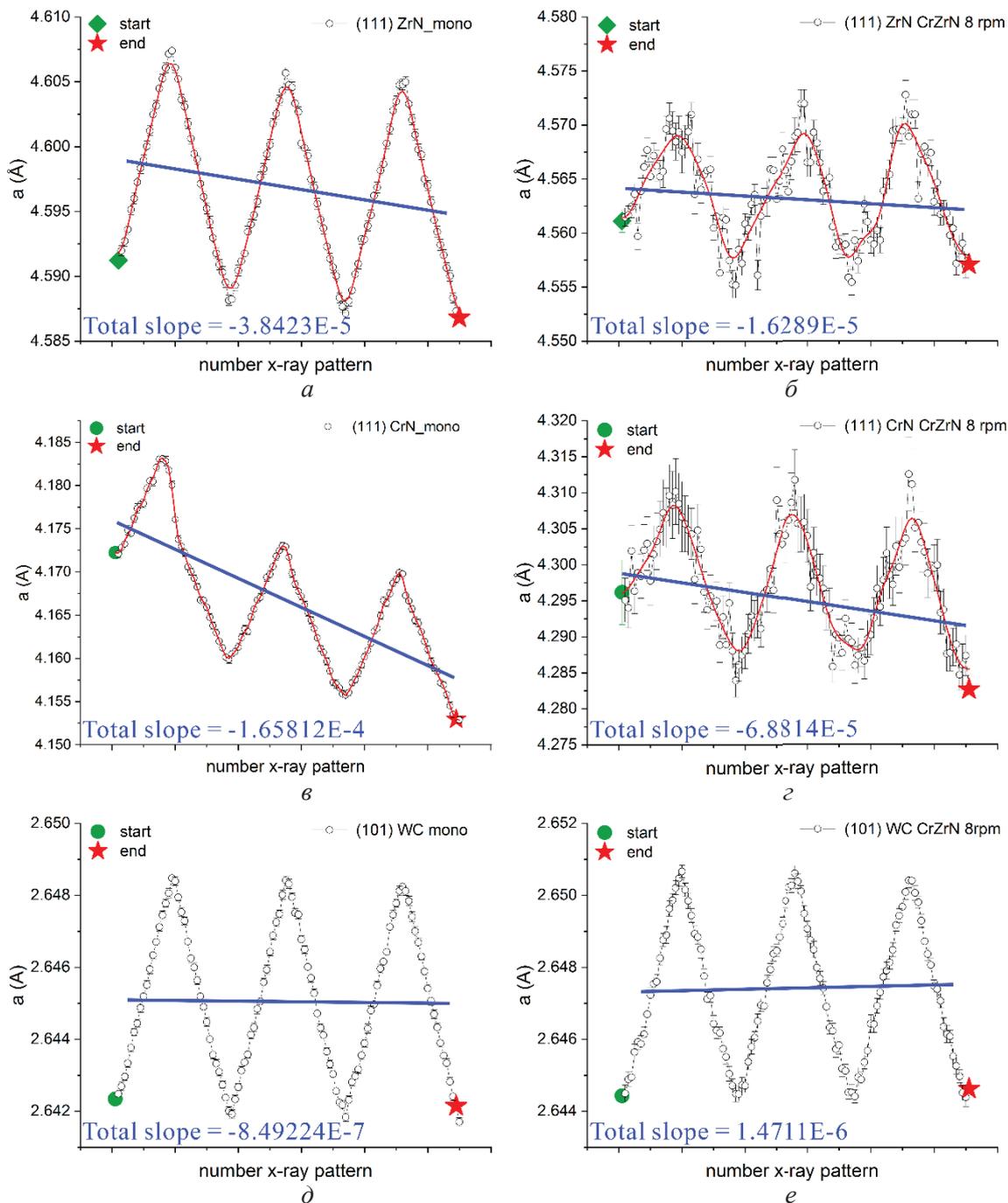


Рис. 1. Динамика изменения параметра кристаллической решетки компонент однокомпонентных покрытий (а, в), многослойных покрытий (б, г) и подложки (д, е) в зависимости от времени (номера рентгенограммы). Прямой и значением наклона этой прямой указывается общее изменение параметра кристаллической решетки в процессе термического циклирования

Fig. 1. Dynamic pattern of the lattice parameter of the components of single-component coatings (a, v), multilayer coatings (b, z) and substrate (d, e) as a function of time (X-ray diffraction numbers). The straight line and the value of the slope of this straight line indicate the general change of the lattice parameter during thermal cycling

решетки отличается уже на порядок, т. е. предполагается, что для CrN моно (рис. 1, в) имеет место выгорание азота при термоциклировании в большей степени, чем в многослойном покрытии (рис. 1, г) при первоначальной разнице

в величине параметра решетки 0,125 Å. Параметр решетки, рассчитанный по отражению плоскостью (101), и его изменение для поликристаллической подложки отличаются не существенно, но будут учтены позже.

По построенным петлям гистерезиса зависимости параметра решетки и температуры при термоциклировании (рис. 2) можно оценить не только разницу в величине параметра решетки, но и установить, что наибольшее изменение (уменьшение) параметра решетки в материале

всех покрытий происходит после первого цикла нагрева, что особенно наглядно показано на рис. 2, в (образец CrN mono). При этом непонятна взаимосвязь параметра решетки и температуры внутри цикла для компоненты ZrN многослойного покрытия (рис. 2, б). Пересекающиеся

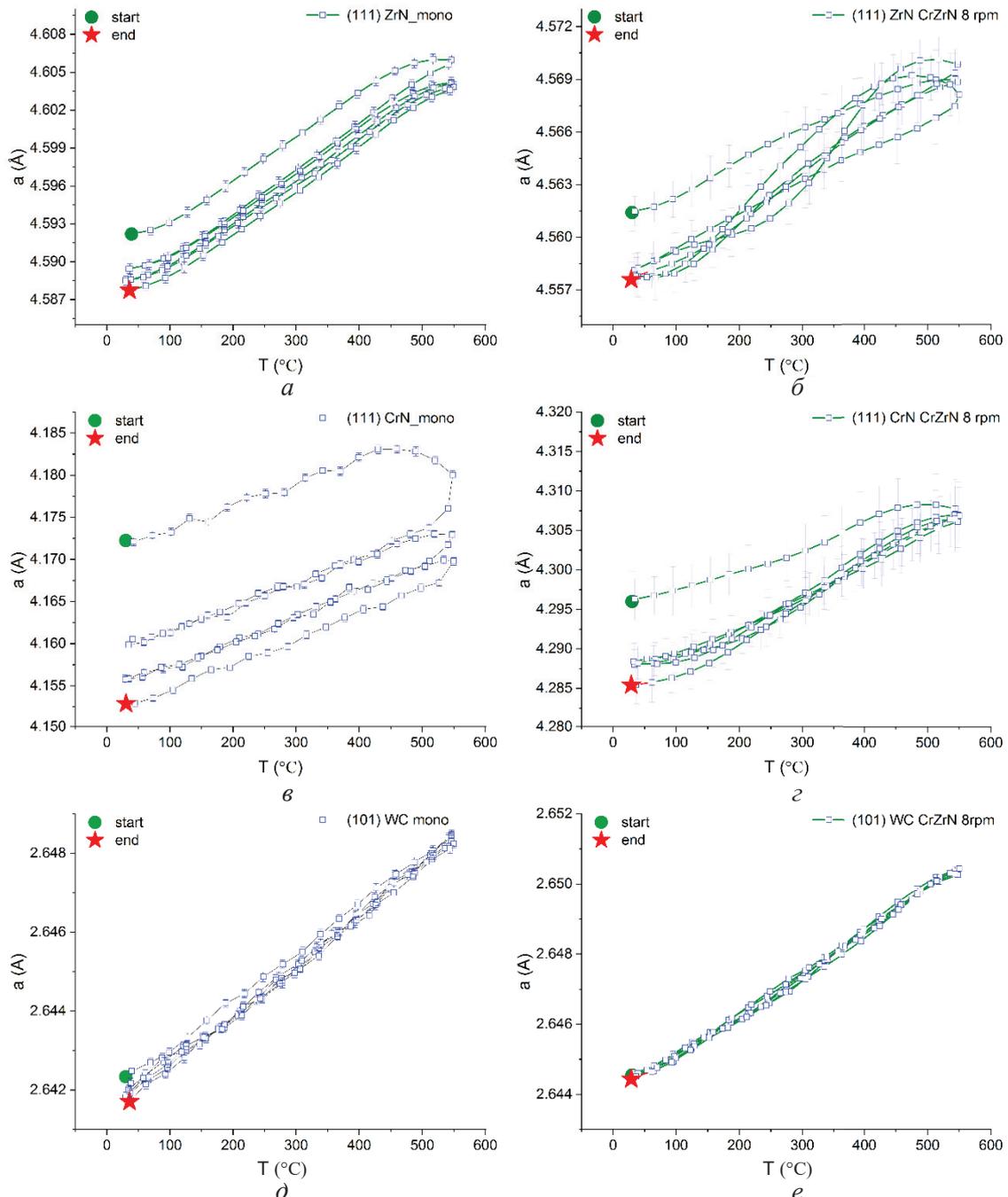


Рис. 2. Динамика изменения параметра кристаллической решетки компонент однокомпонентных покрытий (а, в), многослойных покрытий (б, г) и подложки (д, е) в зависимости от температуры в процессе термического циклирования

Fig. 2. Dynamics of changes in the lattice parameter of the components of single-component coatings (a, в), multilayer coatings (б, г) and substrate (д, е) as a function of temperature during thermal cycling

аппроксимированные кривые внутри цикла в этом случае могут быть обоснованы термическими напряжениями. Подобные зависимости для материала подложки, фаза WC, не выявлены; параметр решетки изменяется в пределах ошибки в течение процесса термоциклирования. По этой же причине для подложки, имеющей гексагональную сингонию, исследуется только отражение от плоскости (101).

Коэффициент теплового расширения при термоциклировании показан на рис. 3. Исходя из логики процесса термоциклирования и существования экстремумов зависимости, график на рис. 3 представлен по модулю оси ординат. Однокомпонентные образцы, представленные на рис. 3, а, в, д, демонстрируют циклический, с хорошей повторяемостью КТР на температурном диапазоне от 100 до 450 °С. Для материала

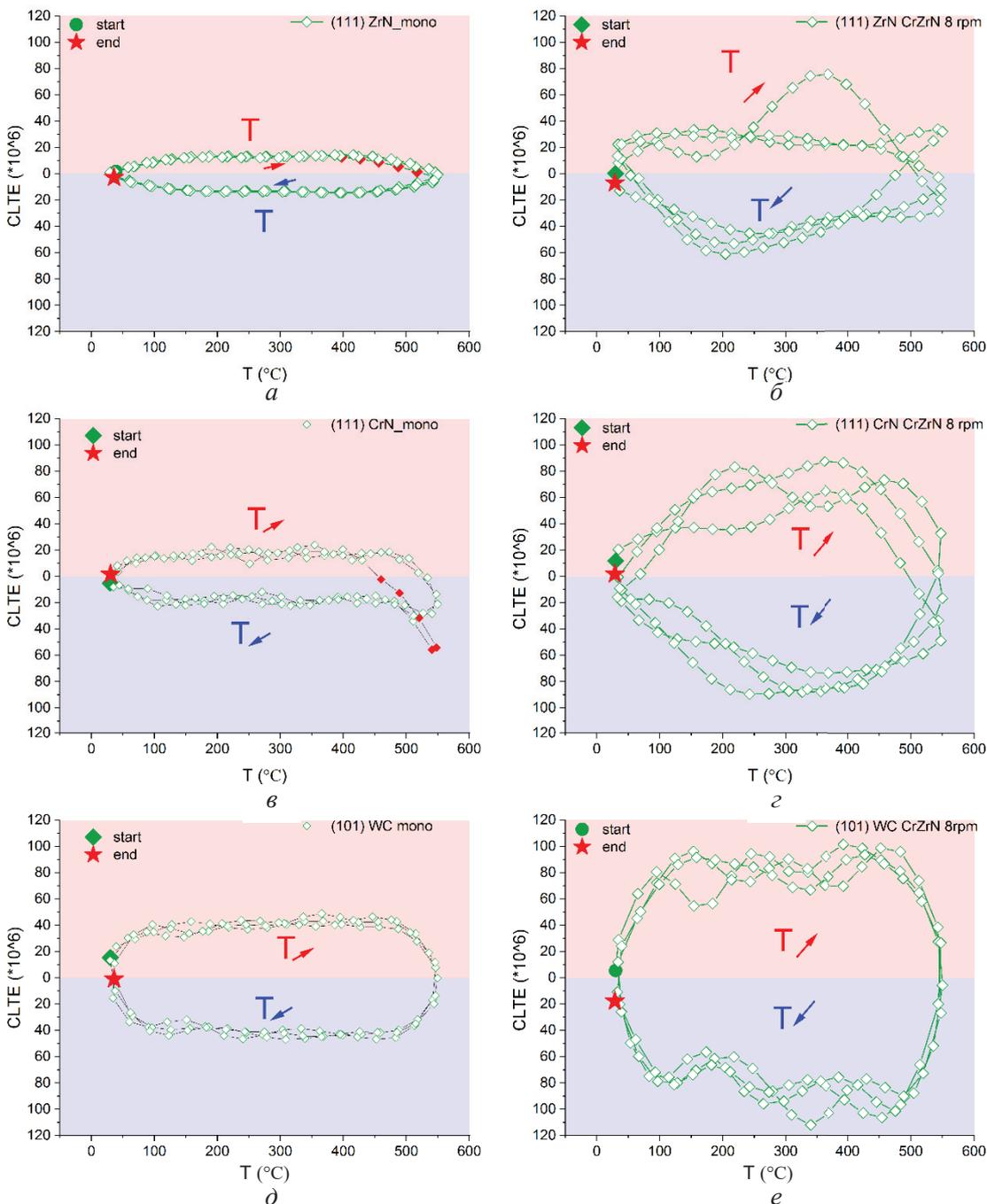


Рис. 3. Коэффициент теплового расширения при термоциклировании компонент однокомпонентных покрытий (а, в), многослойных покрытий (б, з) и подложки (д, е)

Fig. 3. Thermal expansion coefficient during thermal cycling of components of single-component coatings (a, v), multilayer coatings (b, z) and substrate (d, e)

покрытий ZrN mono и CrN mono средний КТР равен  $18 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ . В свою очередь, для материала подложки (WC) КТР на указанном температурном диапазоне составил  $43,5 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ , что больше величины КТР для материала покрытия в 2,4 раза. При температурах до  $100 \text{ }^\circ\text{C}$  и после  $450 \text{ }^\circ\text{C}$  наблюдается отклонение от прямолинейной зависимости КТР, что особенно заметно при первом нагревании покрытий ZrN mono и CrN mono: это отклонение на рис. 3, а, в указано красными точками. К тому же поведение КТР покрытия CrN mono при охлаждении имеет закономерное понижение в температурном диапазоне от  $550$  до  $500 \text{ }^\circ\text{C}$ .

При расчете КТР для многослойных покрытий оказалось, что линейные участки КТР практически отсутствуют. КТР для компонент многослойного покрытия и подложки приведены на рис. 3, б, г, е. Исходя из этих данных, можно утверждать, что многослойность покрытия привела к увеличению величины КТР, при этом значение КТР материала подложки также увеличилось (рис. 3, б, г, е) в сравнении с однокомпонентными покрытиями. В этом случае наименьшее значение КТР выявлено у фазы ZrN и составило  $26,3 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$  при нагреве; при охлаждении средняя величина КТР  $43,7 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ . Значения КТР для компоненты CrN многослойного покрытия выявлены в диапазоне от  $60$  до  $80 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ , для фазы WC подложки КТР определено как  $80 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$  в среднем. При этом наблюдается общее повышение КТР многослойных покрытий (рис. 3, б, г, е) в сравнении с КТР однокомпонентных покрытий.

Представленная здесь деформация является одноосной деформацией, рассчитанной по формуле

$$\varepsilon = \frac{d_{hkl}(T) - d_{in}}{d_{in}},$$

где  $d_{hkl}(T)$  – межплоскостное расстояние, измеренное при температуре  $T$  в образце для дифракционного рефлекса, создаваемого плоскостью решетки ( $hkl$ ), а  $d_{in}$  представляет собой эталонное межплоскостное расстояние для этого дифракционного рефлекса.

На рис. 4, а–г характерно изменение деформации решетки для исследуемых нитридных покрытий на протяжении всего процесса термоциклирования, тогда как деформация решетки

подложки сплава ВК8 покрытия МКФ периодичная и имеет линейную зависимость.

Интересно, что деформация решетки постепенно увеличивается с температурой до  $800 \text{ }^\circ\text{C}$ , что обычно бывает редко. Напряженная решетка, как правило, релаксирует при высоких температурах.

На рис. 5 показана эволюция FWHM выбранных плоскостей отражения нитридных покрытий и подложки. Видно, что зависимости полувысоты кристаллических плоскостей различаются для образцов с однокомпонентными (рис. 5, а, в, д) и многослойными (рис. 5, б, г, е) покрытиями. Различить циклы нагрева и охлаждения из данных FWHM оказалось невозможным для фазы CrN однокомпонентного (рис. 5, в) и многослойного (рис. 5, г) покрытий. В этом случае наблюдается общий наклон зависимости FWHM от времени термоциклирования. В случае фазы ZrN однокомпонентного (рис. 5, а) и многослойного (рис. 5, б) покрытий наблюдается периодическое повышение и понижение величины FWHM. При этом в сравнении с аналогичным графиком для подложки периоды изменения параметра FWHM происходят со сдвигом на половину периода для образца с многослойным покрытием (рис. 5, б, е), а для образца с однокомпонентным покрытием (рис. 5, а, д) периоды понижения и повышения FWHM совпадают.

Следует отметить, что полувысота плоскости (111) для нитридных покрытий в общем случае практически не изменяется до и после процесса термоциклирования. При этом тенденция изменения полувысоты, при которой максимумы и минимумы совпадают при разных температурах, может согласоваться с таким явлением, что низкий коэффициент теплового расширения решетки возникает во всех направлениях образца.

Благодаря приведенному выше анализу *in situ* мы можем понять корреляцию между тепловым расширением и внутренним напряжением. Полуширина пиков рентгеноструктурного анализа часто используется для измерения внутреннего напряжения из-за наличия дефектов решетки [19]. В настоящей работе постепенное увеличение FWHM демонстрирует постепенное увеличение искажений решетки, вызванных либо интерфейсами между подложкой и покрытиями, либо также между слоями многослойных покрытий.

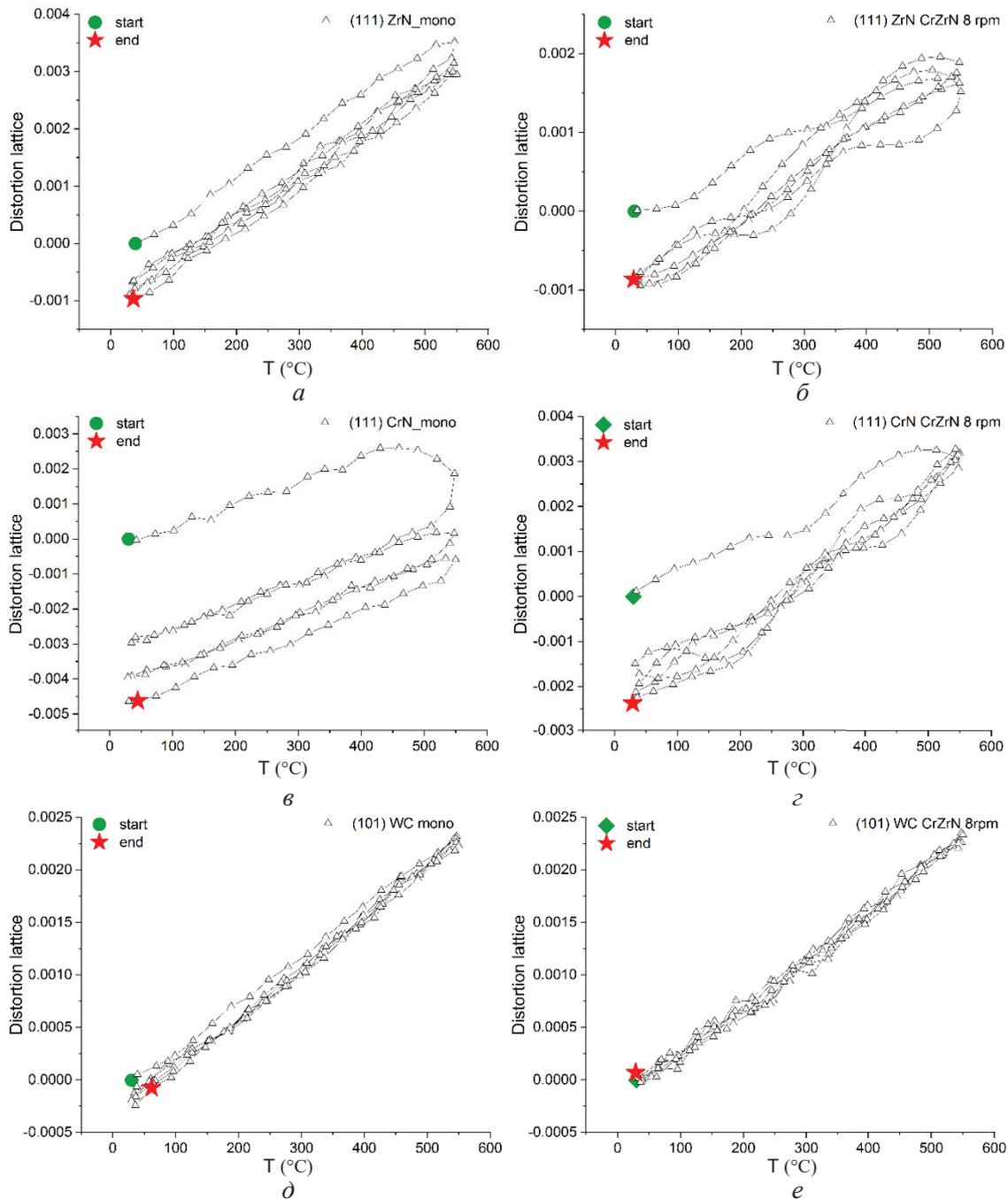


Рис. 4. Деформации кристаллической решетки в зависимости от температуры процесса термоциклирования компонент однокомпонентных покрытий (а, в), многослойных покрытий (б, г) и подложки (д, е)

Fig. 4. Crystal lattice deformations as a function of temperature of the thermal cycling process of components of single-component coatings (a, v), multilayer coatings (б, г) and substrate (д, е)

Как показано на рис. 3 и 5, FWHM увеличивалась одновременно с уменьшением коэффициента теплового расширения. Это указывает на то, что накопление внутренних напряжений приводит к объемному расширению и должно компенсировать некоторую часть усадки решетки исходной фазы во время охлаждения.

Следует отметить, что значения FWHM для однокомпонентных покрытий и их подложки уменьшались с повышением температуры (рис. 5, а, в, д). Уменьшение полувысоты рефлексов свидетельствуют о релаксации остаточных напряжений [13]. С другой стороны, FWHM увеличивается с повышением температуры для фазы ZrN в многослойном покрытии (рис. 5, б).

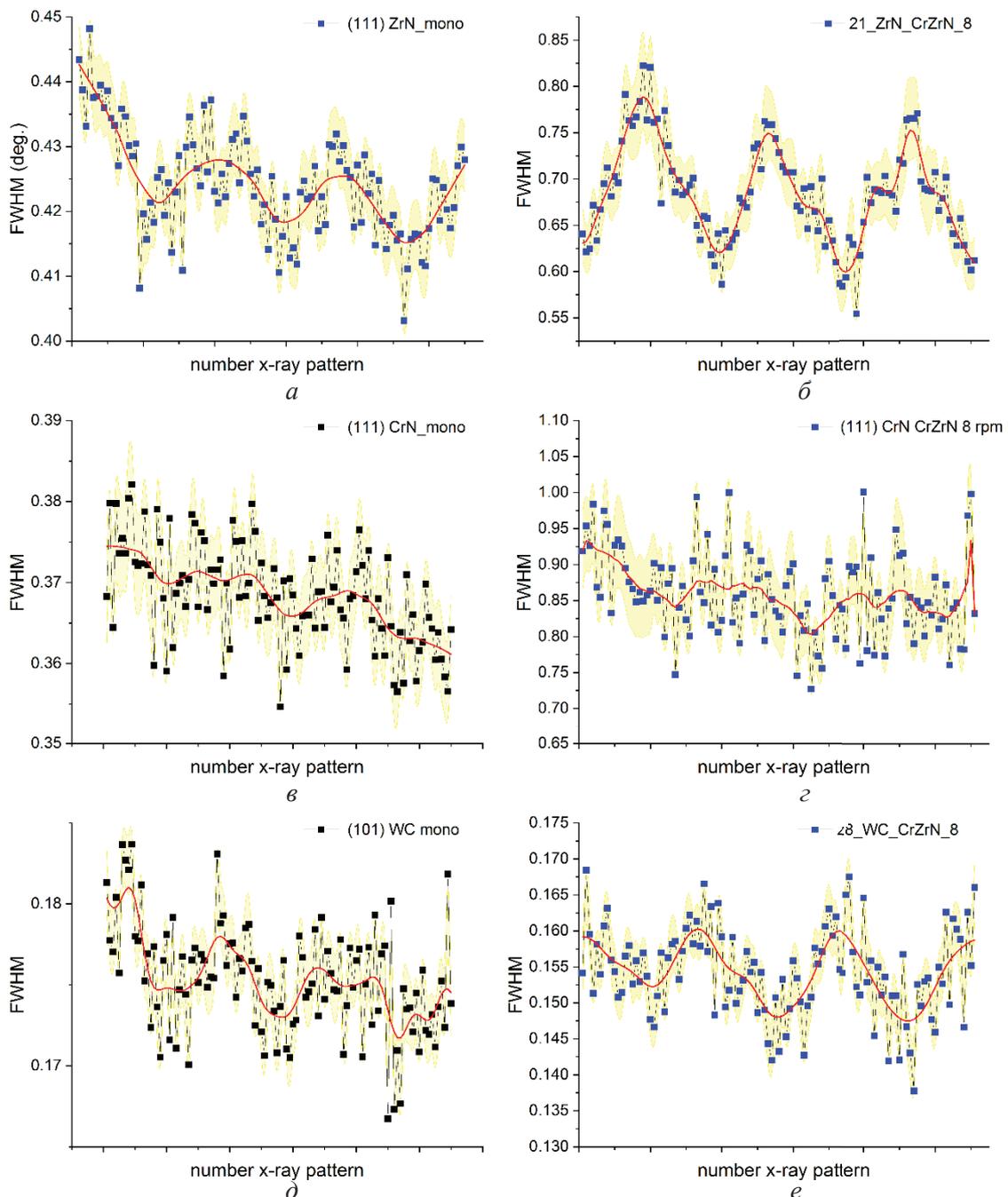


Рис. 5. Эволюция FWHM выбранных плоскостей отражения нитридных однокомпонентных покрытий (а, в), многослойных покрытий (б, г) и подложки (д, е)

Fig. 5. FWHM evolution of selected reflection planes of nitride single component coatings (a, в), multilayer coatings (б, г) and substrate (д, е)

Некоторые исследования объясняют этот эффект увеличением остаточных напряжений, сопровождающимся индуцированным фазовым превращением [20]. При наших условиях испытаний на термоциклирование многослойного покрытия фаза ZrN может испытывать сжатие со стороны второй компоненты многослойного покрытия – CrN, тем самым индуцируя напряженное состояние. К тому же испарение азота, приводящее к

изменению химического состава покрытия, также влияет на изменение параметра решетки и тоже может создавать внутренние напряжения [21].

Общее остаточное напряжение в компонентах включает в себя внутреннее напряжение, термическое напряжение и внешнее напряжение. Во время термической обработки изменение каждой компоненты остаточного напряже-

ния влияет на подложку и слои покрытия из-за разницы КТР и объясняется изменением термического напряжения с температурой. Поскольку КТР фаз ZrN и CrN в однокомпонентных покрытиях был меньше, чем у подложки сплава ВК8 (рис. 3, а, в, д), то при нагреве слоев ZrN и CrN наблюдается увеличение растягивающих напряжений [22]. Ситуация меняется при анализе КТР присутствующих фаз в многослойном покрытии. Как показано на рис. 3, б, г, е, наибольшую величину КТР имеет подложка и фаза CrN ( $(60...80) \cdot 10^{-6} \text{ C}^{-1}$ ), а фаза ZrN имеет наименьший КТР:  $30 \cdot 10^{-6} \text{ C}^{-1}$  в процессе нагрева и  $40 \cdot 10^{-6} \text{ C}^{-1}$  при охлаждении. Поэтому между фазами многослойного покрытия ZrN, CrN и фазой WC подложки при нагреве создаются условия, увеличивающие сжимающие напряжения в фазе CrN и растягивающие напряжения в фазе ZrN [23].

### Выводы

В настоящей работе исследовано поведение теплового расширения и параметров кристаллической решетки и проведен анализ развития внутренних напряжений в процессе термоциклирования. На основе экспериментальных данных можно сделать следующие выводы.

1. Параметр кристаллической решетки всех покрытий уменьшался в процессе термоциклирования, что является доказательством факта испарения азота и соответственно изменения химического состава покрытия при термической нагрузке. При этом многослойное покрытие имеет наименьшее изменение параметра решетки, что свидетельствует о возникновении диффузионных барьеров для азота.

2. Анализ искажений кристаллической решетки компонент покрытий исследованных образцов не показывает существенных различий между однокомпонентными и многослойными покрытиями.

3. Все исследуемые покрытия продемонстрировали тепловое расширение, сравнимое с подложкой. Немного более высокое тепловое расширение подложки в однокомпонентных покрытиях приводит к растягивающим напряжениям на интерфейсе. Между фазами многослойного покрытия ZrN, CrN и фазой WC подложки при нагреве создаются условия, увеличивающие

сжимающие напряжения в фазе CrN и растягивающие напряжения в фазе ZrN, поэтому следует ожидать, что срок службы многослойных покрытий будет наиболее высоким в сравнении с однокомпонентными покрытиями.

### Список литературы

1. Krishnan R.S., Srinivasan R., Devanarayanan S. Theory of thermal expansion of crystals // Thermal expansion of crystals. – Pergamon Press, 1979. – Ch. 3. – P. 54–104. – (International Series in the Science of the Solid State; vol. 12). – DOI: 10.1016/B978-0-08-021405-4.50008-1.
2. Roy R., Agrawal D.K., McKinstry H.A. Very low thermal expansion coefficient materials // Annual Review of Material Science. – 1989. – Vol. 19. – P. 59–81. – DOI: 10.1146/annurev.ms.19.080189.000423.
3. Padture N.P., Gell M., Jordan E.H. Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications // Science. – 2002. – Vol. 296. – P. 280–284. – DOI: 10.1126/science.1068609.
4. Numerical simulation and analysis of thermal stress distributions for a planar solid oxide fuel cell stack with external manifold structure / C. Wang, J. Yang, W. Huang, T. Zhang, D. Yan, J. Pu, B. Chi, J. Li // International Journal of Hydrogen Energy. – 2018. – Vol. 43. – P. 20900–20910. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2018.08.076.
5. Dilation behavior of thermal spray coatings / M.L. Bejarano, A. Valarezo, E. Lara-Curzio, S. Sampath // Journal of Thermal Spray Technology. – 2019. – Vol. 28. – P. 1851–1866. – DOI: 10.1007/s11666-019-00927-4.
6. Atmospheric plasma sprayed thick thermal barrier coatings: Microstructure, thermal shock behaviors and failure mechanism / S. Tao, J. Yang, F. Shao, H. Zhao, X. Zhong, Y. Zhuang, J. Sheng, J. Ni, Q. Li, S. Tao // Engineering Failure Analysis. – 2022. – Vol. 131. – DOI: 10.1016/j.engfailanal.2021.105819.
7. Structural and transient internal friction due to thermal expansion mismatch between matrix and reinforcement in Al-SiC particulate composite / S. Kustov, S. Golyandin, K. Sapozhnikov, A. Vincent, E. Maire, G. Lormand // Materials Science and Engineering: A. – 2001. – Vol. 313. – P. 218–226. – DOI: 10.1016/S0921-5093(01)00971-6.
8. Khor K.A., Dong Z.L., Gu Y.W. Plasma sprayed functionally graded thermal barrier coatings // Materials Letters. – 1999. – Vol. 38. – P. 437–444. – DOI: 10.1016/S0167-577X(98)00203-1.
9. Öztürk B., Topcu A., Cora Ö.N. Influence of processing parameters on the porosity, thermal expansion, and oxidation behavior of consolidated Fe22Cr stainless

- steel powder // Powder Technology. – 2021. – Vol. 382. – P. 199–207. – DOI: 10.1016/j.powtec.2020.12.072.
10. Life time of new SYSZ thermal barrier coatings produced by plasma spraying method under thermal shock test and high temperature treatment / M.R. Loghman-Estarki, R. Shoja Razavi, H. Edris, M. Pourbafrany, H. Jamali, R. Ghasemi // Ceramics International. – 2014. – Vol. 40. – P. 1405–1414. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2013.07.023.
11. Thermal shock resistance and thermal insulation capability of laser-glazed functionally graded lanthanum magnesium hexaluminate/yttria-stabilised zirconia thermal barrier coating / M.A. Khan, A.V. Anand, M. Duraiselvam, K.S. Rao, R.A. Singh, S. Jayalakshmi // Materials (Basel). – 2021. – Vol. 14. – DOI: 10.3390/ma14143865.
12. Effect of thermal expansion on the high temperature wear resistance of Ni-20%Cr detonation spray coating on IN718 substrate / N. Purushotham, N.L. Parthasarathi, P.S. Babu, G. Sivakumar, B. Rajasekaran // Surface and Coatings Technology. – 2023. – Vol. 462. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2023.129490.
13. Mechanism of stress relaxation and phase transformation in additively manufactured Ti-6Al-4V via in situ high temperature XRD and TEM analyses / F.R. Kaschel, R.K. Vijayaraghavan, A. Shmeliov, E.K. McCarthy, M. Canavan, P.J. McNally, D.P. Dowling, V. Nicolosi, M. Celikin // Acta Materialia. – 2020. – Vol. 188. – P. 720–732. – DOI: 10.1016/j.actamat.2020.02.056.
14. Phase transformations and mechanical properties of a Ti36Nb5Zr alloy subjected to thermomechanical treatments / Q.-K. Meng, J.-D. Xu, H. Li, C.-H. Zhao, J.-Q. Qi, F.-X. Wei, Y.-W. Sui, W. Ma // Rare Metals. – 2022. – Vol. 41. – P. 209–217. – DOI: 10.1007/s12598-021-01744-x.
15. Strain evolution in Zr-2.5 wt% Nb observed with synchrotron X-ray diffraction / O.V. Shiman, T. Skippon, E. Tulk, M.R. Daymond // Materials Characterization. – 2018. – Vol. 146. – P. 35–46. – DOI: 10.1016/j.matchar.2018.09.022.
16. Microstrain effect on thermal properties of nanocrystalline Cu / L.H. Qian, S.C. Wang, Y.H. Zhao, K. Lu // Acta Materialia. – 2002. – Vol. 50. – P. 3425–3434. – DOI: 10.1016/S1359-6454(02)00155-6.
17. Daymond M.R. Internal stresses in deformed crystalline aggregates // Reviews in Mineralogy and Geochemistry. – 2006. – Vol. 63. – P. 427–458. – DOI: 10.2138/rmg.2006.63.16.
18. Effect of macroscopic relaxation on residual stress analysis by diffraction methods / J. Repper, M. Hofmann, C. Kremaszky, B. Regener, E. Berhuber, W. Petry, E. Werner // Journal of Applied Physics. – 2012. – Vol. 112. – P. 64906. – DOI: 10.1063/1.4752877.
19. Fujita F.E. A statistical thermodynamic theory of pre-martensitic tweed structure // Materials Science and Engineering: A. – 1990. – Vol. 127. – P. 243–248. – DOI: 10.1016/0921-5093(90)90315-T.
20. In situ XRD study of the crystal size transition of hydroxyapatite from swine bone / S.M. Londoño-Restrepo, M. Herrera-Lara, L.R. Bernal-Alvarez, E.M. Rivera-Muñoz, M.E. Rodríguez-García // Ceramics International. – 2020. – Vol. 46. – P. 24454–24461. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2020.06.230.
21. Optimization of N-doped TiO<sub>2</sub> multifunctional thin layers by low frequency PECVD process / L. Youssef, A.J. Kinack Leoga, S. Roualdes, J. Bassil, M. Zakhour, V. Rouessac, A. Ayril, M. Nakhl // Journal of the European Ceramic Society. – 2017. – Vol. 37. – P. 5289–5303. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2017.05.010.
22. Size effect of thermal expansion and thermal/intrinsic stresses in nanostructured thin films: Experiment and model / R. Daniel, D. Holec, M. Bartosik, J. Keckes, C. Mitterer // Acta Materialia. – 2011. – Vol. 59. – P. 6631–6645. – DOI: 10.1016/j.actamat.2011.07.018.
23. Manjunath N., Santhy K., Rajasekaran B. The effect of strain induced phase transformation on the thermal expansion compatibility of plasma sprayed spinel coating on SOFC metallic interconnect – A study using in situ high temperature X-ray diffraction // International Journal of Hydrogen Energy. – 2023. – Vol. 48 (81). – P. 31767–31768. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2023.04.322.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2023 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



## In situ crystal lattice analysis of nitride single-component and multilayer ZrN/CrN coatings in the process of thermal cycling

Andrey Vorontsov<sup>1,a</sup>, Andrey Filippov<sup>1,b,\*</sup>, Nikolay Shamarin<sup>1,c</sup>, Evgeny Moskvichev<sup>1,d</sup>,  
 Olga Novitskaya<sup>1,e</sup>, Evgeny Knyazhev<sup>1,f</sup>, Yulia Denisova<sup>2,g</sup>, Andrey Leonov<sup>2,h</sup>, Vladimir Denisov<sup>2,i</sup>

<sup>1</sup> Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, 2/4 per. Academicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

<sup>2</sup> Institute of High Current Electronics SB RAS, 2/3 per. Academicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>,  [vav@ispms.ru](mailto:vav@ispms.ru); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-0487-8382>,  [andrey.v.filippov@yandex.ru](mailto:andrey.v.filippov@yandex.ru);  
<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-4649-6465>,  [shnn@ispms.ru](mailto:shnn@ispms.ru); <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-9139-0846>,  [em\\_tsu@mail.ru](mailto:em_tsu@mail.ru);  
<sup>e</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-1043-4489>,  [nos@ispms.tsc.ru](mailto:nos@ispms.tsc.ru); <sup>f</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>,  [zhenya4825@gmail.com](mailto:zhenya4825@gmail.com);  
<sup>g</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-3069-1434>,  [yukolubaeva@mail.ru](mailto:yukolubaeva@mail.ru); <sup>h</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-6645-3879>,  [laa-91@yandex.ru](mailto:laa-91@yandex.ru);  
<sup>i</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-5446-2337>,  [volodyadenisov@yandex.ru](mailto:volodyadenisov@yandex.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 20 September 2023

Revised: 26 September 2023

Accepted: 11 October 2023

Available online: 15 December 2023

#### Keywords:

Coating

Nitrides

Phase composition

RSA

CTE

Stresses

#### Funding

The work was carried out with the financial support of the Russian Federation represented by the Ministry of Science and Higher Education (project No. 075-15-2021-1348) within the framework of event No. 1.1.16.

#### Acknowledgements

Research were partially conducted at core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials”.

### ABSTRACT

**Introduction.** Thermal expansion is an important thermal and physical characteristic of materials, showing its expansion when heated. Knowing this property is important both from a scientific point of view and for practical applications. Materials with low thermal expansion are widely used in electronics, thermal barrier coatings and other applications. Mismatch in thermal expansion between different materials can lead to thermal stress on contact surfaces. The in-situ synchrotron X-ray diffraction method can detect this mismatch. Thermal stress requires an analysis of the coefficient of thermal expansion. Bulk expansion behavior is observed in thermally sprayed coatings. The CTE is important for designing and predicting coating performance under thermal stresses. Changes in the KTE can cause cracking and degradation of the coating. In-situ X-ray diffraction analysis helps to understand thermal expansion, crystallite size and stress and strain variation with temperature change. **The aim of this work** is to interpret and use in-situ high temperature X-ray diffraction as an effective tool to study the thermal mismatch behavior of a *W-Co* alloy substrate (8 % w/w *Co*, *WC* – matrix) with *CrN*, *ZrN* and *CrZrN* multilayer coatings and the characteristic differences between single component coatings and its combination in a multilayer coating. **Research Methodology.** In this work, specimens of chromium and zirconium nitride coatings deposited on *W-Co* hard alloy substrates were investigated. The fundamental method in this work is in-situ analysis using synchrotron radiation. The lattice parameter as a function of cycling temperature, the coefficient of thermal expansion during heating and cooling, and the thermal expansion mismatch between the substrate-coating pair and the coating layers in the multilayer coating were evaluated. **Results and discussion.** The lattice parameters and thermal expansion of the coatings are investigated. The lattice parameter of all coatings decreased during thermal cycling, indicating nitrogen evaporation. The multilayer coating has the least change in the parameter, possibly due to diffusion barriers. Lattice distortions do not differ between single and multilayer coatings. All coatings exhibit thermal expansion similar to the substrate. The multilayer coating creates conditions for compressive stresses in one phase and tensile stresses in the other phase, so the lifetime of multilayer coatings is expected to be high.

**For citation:** Vorontsov A.V., Filippov A.V., Shamarin N.N., Moskvichev E.N., Novitskaya O.S., Knyazhev E.O., Denisova Yu.A., Leonov A.A., Denisov V.V. In situ crystal lattice analysis of nitride single-component and multilayer ZrN/CrN coatings in the process of thermal cycling. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 202–215. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-202-215. (In Russian).

#### \* Corresponding author

Vorontsov Andrey V., Ph.D. (Engineering), Junior researcher  
 Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS,  
 2/4 per. Academicheskii,  
 634055, Tomsk, Russian Federation  
 Tel.: +7 (983) 239-34-17, e-mail: [vav@ispms.ru](mailto:vav@ispms.ru)

## References

1. Krishnan R.S., Srinivasan R., Devanarayanan S. Theory of thermal expansion of crystals. *Thermal expansion of crystals*. Pergamon Press, 1979, ch. 3, pp. 54–104. DOI: 10.1016/B978-0-08-021405-4.50008-1.
2. Roy R., Agrawal D.K., McKinstry H.A. Very low thermal expansion coefficient materials. *Annual Review of Material Science*, 1989, vol. 19, pp. 59–81. DOI: 10.1146/annurev.ms.19.080189.000423.
3. Padture N.P., Gell M., Jordan E.H. Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications. *Science*, 2002, vol. 296, pp. 280–284. DOI: 10.1126/science.1068609.
4. Wang C., Yang J., Huang W., Zhang T., Yan D., Pu J., Chi B., Li J. Numerical simulation and analysis of thermal stress distributions for a planar solid oxide fuel cell stack with external manifold structure. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2018, vol. 43, pp. 20900–20910. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2018.08.076.
5. Bejarano M.L., Valarezo A., Lara-Curzio E., Sampath S. Dilation behavior of thermal spray coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2019, vol. 28, pp. 1851–1866. DOI: 10.1007/s11666-019-00927-4.
6. Tao S., Yang J., Shao F., Zhao H., Zhong X., Zhuang Y., Sheng J., Ni J., Li Q., Tao S. Atmospheric plasma sprayed thick thermal barrier coatings: Microstructure, thermal shock behaviors and failure mechanism. *Engineering Failure Analysis*, 2022, vol. 131. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2021.105819.
7. Kustov S., Golyandin S., Sapozhnikov K., Vincent A., Maire E., Lormand G. Structural and transient internal friction due to thermal expansion mismatch between matrix and reinforcement in Al-SiC particulate composite. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, vol. 313, pp. 218–226. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)00971-6.
8. Khor K.A., Dong Z.L., Gu Y.W. Plasma sprayed functionally graded thermal barrier coatings. *Materials Letters*, 1999, vol. 38, pp. 437–444. DOI: 10.1016/S0167-577X(98)00203-1.
9. Öztürk B., Topcu A., Cora Ö.N. Influence of processing parameters on the porosity, thermal expansion, and oxidation behavior of consolidated Fe22Cr stainless steel powder. *Powder Technology*, 2021, vol. 382, pp. 199–207. DOI: 10.1016/j.powtec.2020.12.072.
10. Loghman-Estarki M.R., Shoja Razavi R., Edris H., Pourbafrany M., Jamali H., Ghasemi R. Life time of new SYSZ thermal barrier coatings produced by plasma spraying method under thermal shock test and high temperature treatment. *Ceramics International*, 2014, vol. 40, pp. 1405–1414. DOI: 10.1016/j.ceramint.2013.07.023.
11. Khan M.A., Anand A.V., Duraiselvam M., Rao K.S., Singh R.A., Jayalakshmi S. Thermal shock resistance and thermal insulation capability of laser-glazed functionally graded lanthanum magnesium hexaluminate/yttria-stabilised zirconia thermal barrier coating. *Materials (Basel)*, 2021, vol. 14. DOI: 10.3390/ma14143865.
12. Purushotham N., Parthasarathi N.L., Babu P.S., Sivakumar G., Rajasekaran B. Effect of thermal expansion on the high temperature wear resistance of Ni-20%Cr detonation spray coating on IN718 substrate. *Surface and Coatings Technology*, 2023, vol. 462. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2023.129490.
13. Kaschel F.R., Vijayaraghavan R.K., Shmeliov A., McCarthy E.K., Canavan M., McNally P.J., Dowling D.P., Nicolosi V., Celikin M. Mechanism of stress relaxation and phase transformation in additively manufactured Ti-6Al-4V via in situ high temperature XRD and TEM analyses. *Acta Materialia*, 2020, vol. 188, pp. 720–732. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.02.056.
14. Meng Q.-K., Xu J.-D., Li H., Zhao C.-H., Qi J.-Q., Wei F.-X., Sui Y.-W., Ma W. Phase transformations and mechanical properties of a Ti<sub>36</sub>Nb<sub>5</sub>Zr alloy subjected to thermomechanical treatments. *Rare Metals*, 2022, vol. 41, pp. 209–217. DOI: 10.1007/s12598-021-01744-x.
15. Shiman O.V., Skippon T., Tulk E., Daymond M.R. Strain evolution in Zr-2.5 wt% Nb observed with synchrotron X-ray diffraction. *Materials Characterization*, 2018, vol. 146, pp. 35–46. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.09.022.
16. Qian L.H., Wang S.C., Zhao Y.H., Lu K. Microstrain effect on thermal properties of nanocrystalline Cu. *Acta Materialia*, 2002, vol. 50, pp. 3425–3434. DOI: 10.1016/S1359-6454(02)00155-6.
17. Daymond M.R. Internal stresses in deformed crystalline aggregates. *Reviews in Mineralogy and Geochemistry*, 2006, vol. 63, pp. 427–458. DOI: 10.2138/rmg.2006.63.16.
18. Repper J., Hofmann M., Krempaszky C., Regener B., Berhuber E., Petry W., Werner E. Effect of macroscopic relaxation on residual stress analysis by diffraction methods. *Journal of Applied Physics*, 2012, vol. 112, p. 64906. DOI: 10.1063/1.4752877.
19. Fujita F.E. A statistical thermodynamic theory of pre-martensitic tweed structure. *Materials Science and Engineering: A*, 1990, vol. 127, pp. 243–248. DOI: 10.1016/0921-5093(90)90315-T.
20. Londoño-Restrepo S.M., Herrera-Lara M., Bernal-Alvarez L.R., Rivera-Muñoz E.M., Rodríguez-García M.E. In situ XRD study of the crystal size transition of hydroxyapatite from swine bone. *Ceramics International*, 2020, vol. 46, pp. 24454–24461. DOI: 10.1016/j.ceramint.2020.06.230.

21. Youssef L., Kinfack Leoga A.J., Roualdes S., Bassil J., Zakhour M., Rouessac V., Ayrat A., Nakhil M. Optimization of N-doped TiO<sub>2</sub> multifunctional thin layers by low frequency PECVD process. *Journal of the European Ceramic Society*, 2017, vol. 37, pp. 5289–5303. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2017.05.010.

22. Daniel R., Holec D., Bartosik M., Keckes J., Mitterer C. Size effect of thermal expansion and thermal/intrinsic stresses in nanostructured thin films: Experiment and model. *Acta Materialia*, 2011, vol. 59, pp. 6631–6645. DOI: 10.1016/j.actamat.2011.07.018.

23. Manjunath N., Santhy K., Rajasekaran B. The effect of strain induced phase transformation on the thermal expansion compatibility of plasma sprayed spinel coating on SOFC metallic interconnect – A study using in situ high temperature X-ray diffraction. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2023, vol. 48 (81), pp. 31767–31768. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2023.04.322.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2023 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

НГТУ



НЭТИ

## Обработка металлов

(технология • оборудование • инструменты)

 Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)


### Влияние высокоэнергетического воздействия при плазменной резке на структуру и свойства поверхностных слоёв алюминиевых и титановых сплавов

Валерий Рубцов<sup>1, a, \*</sup>, Александр Панфилов<sup>1, b</sup>, Евгений Княжев<sup>1, c</sup>, Александра Николаева<sup>1, d</sup>,  
 Андрей Черемнов<sup>1, e</sup>, Анастасия Гусарова<sup>1, f</sup>, Владимир Белобородов<sup>1, g</sup>, Андрей Чумаевский<sup>1, h</sup>,  
 Артём Гриненко<sup>2, i</sup>, Евгений Колубаев<sup>1, k</sup>

<sup>1</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

<sup>2</sup> ООО «ИТС-Сибирь», г. Красноярск, Северное шоссе, 16а, 660118, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, [rvy@ispms.tsc.ru](mailto:rvy@ispms.tsc.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0001-8648-0743>, [alexpl@ispms.ru](mailto:alexpl@ispms.ru);  
<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>, [clothoid@ispms.tsc.ru](mailto:clothoid@ispms.tsc.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0001-8708-8540>, [nikolaeva@ispms.tsc.ru](mailto:nikolaeva@ispms.tsc.ru);  
<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0003-2225-8232>, [amc@ispms.tsc.ru](mailto:amc@ispms.tsc.ru); <sup>f</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4208-7584>, [gusarova@ispms.ru](mailto:gusarova@ispms.ru);  
<sup>g</sup> <https://orcid.org/0000-0003-4609-1617>, [vabel@ispms.tsc.ru](mailto:vabel@ispms.tsc.ru); <sup>h</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>, [tch7av@gmail.com](mailto:tch7av@gmail.com);  
<sup>i</sup> <https://orcid.org/0009-0002-9511-1303>, [giga2011@yandex.ru](mailto:giga2011@yandex.ru); <sup>k</sup> <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, [eak@ispms.tsc.ru](mailto:eak@ispms.tsc.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.14

##### История статьи:

Поступила: 26 сентября 2023  
 Рецензирование: 11 октября 2023  
 Принята к печати: 18 октября 2023  
 Доступно онлайн: 15 декабря 2023

##### Ключевые слова:

Плазменная резка  
 Титановый сплав BT1-0  
 Макроструктура  
 Алюминиевый сплав Д16АТ  
 Алюминиевый сплав АМг5  
 Зона термического влияния  
 Изменение механических свойств материала

##### Финансирование

Результаты получены при выполнении комплексного проекта «Создание производства высокотехнологичного оборудования адаптивной высокоточной плазменной резки цветных металлов больших толщин для металлургической, авиакосмической и транспортной отраслей РФ» (соглашение о предоставлении субсидии от 06.04.2022 № 075-11-2022-012), реализуемого ИФПМ СО РАН при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках постановления Правительства РФ от 09.04.2010 № 218.

##### Благодарности

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнауки № 13.ЦКП.21.0034).

**Для цитирования:** Влияние высокоэнергетического воздействия при плазменной резке на структуру и свойства поверхностных слоёв алюминиевых и титановых сплавов / В.Е. Рубцов, А.О. Панфилов, Е.О. Княжев, А.В. Николаева, А.М. Черемнов, А.В. Гусарова, В.А. Белобородов, А.В. Чумаевский, А.В. Гриненко, Е.А. Колубаев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 216–231. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-216-231.

#### \*Адрес для переписки

Рубцов Валерий Евгеньевич, ведущий научный сотрудник  
 Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
 пр. Академический, 2/4,  
 634055, г. Томск, Россия  
 Тел.: +7 (382) 228-68-63, e-mail: [rvy@ispms.ru](mailto:rvy@ispms.ru)

## Введение

Технологии, основанные на применении плазменного воздействия на материал, широко применяются для обработки изделий [1], модификации поверхности и формирования покрытий [2], напыления [3], в также во многих других областях промышленного производства изделий из металлов, сплавов, керамик, полимеров и др. Высокая плотность энергии плазменной струи позволяет как применять её для материалов с высокой температурой плавления, так и повышать производительность связанных с ней процессов. В частности, высокая мощность плазменной струи позволяет использовать её при получении заготовок для последующего промышленного производства.

В современном промышленном производстве плазменная резка наряду с лазерной или гидроабразивной является одним из наиболее часто применяемых методов получения заготовок из металлов и сплавов [4]. Плазменная резка обладает преимуществом в виде высокой производительности и возможности резки листового проката больших толщин [5]. Однако, несмотря на широкую распространенность плазменных технологий, в настоящее время ещё имеется ряд аспектов, требующих дополнительных исследований. К ним относится уменьшение шероховатости поверхности реза [6–8], снижение влияния процесса резки на структуру материала [9–11], а также повышение производительности и точности процесса резки. В отечественной промышленности дополнительной задачей является получение аналогов используемого в настоящее время зарубежного оборудования.

Достижение качества реза возможно за счет оптимизации параметров процесса резки [12–14], основными из которых являются ток и напряжение горения дуги [15–17]. Значительное влияние на процесс резки и качество поверхности реза оказывает и толщина используемого листового проката [18]. Плазменная резка толстолистового проката с использованием плазмотронов прямой полярности потенциально затруднена в связи с износом катодных вставок или температурным режимом работы [19, 20], что особенно важно при растущей потребности в импортозамещении комплектующих. Плазменная резка листового проката на токах обратной полярно-

сти имеет большую актуальность и потенциально позволяет получать более качественную поверхность реза. В связи с вышеперечисленным в настоящее время совместно «ИТС-Сибирь» и ИФПМ СО РАН производится разработка современного оборудования для плазменной резки на токах обратной полярности. В данном случае важным является установление влияния энергетического воздействия при плазменной резке, обусловленного параметрами процесса, на морфологию, структуру и механические свойства поверхностных слоёв заготовок. Такие исследования применительно к листовому прокату алюминиевых и титановых сплавов являются целью настоящей работы.

## Методика исследований

Экспериментальные исследования выполнялись на производственном участке в ООО «ИТС-Сибирь» и на экспериментальном оборудовании в ИФПМ СО РАН. Схема процесса плазменной резки приведена на рис. 1, а. Внешний вид установки плазменной резки представлен на рис. 1, б. Установка состоит из рабочего стола, плазмотрона, блока газоподготовки, перемещающегося суппорта и направляющих. В эксперименте использовался плазмотрон с обратной полярностью. Резка алюминиевых сплавов производилась с применением плазмообразующего газа в виде воздуха. В качестве защитного и плазмообразующего газа при резке титанового сплава использовали азот.

Резка образцов 1 производилась плазменной струей 2, формируемой за счет горения дуги между водоохлаждаемым электродом 3 и внутренним корпусом плазмотрона, в котором постоянно пропускаться поток плазмообразующего газа 4. Для резки титанового сплава применялся защитный газ азот 5, подаваемый во внешнем контуре плазмотрона. Расплавленный металл 6 выдувался из зоны реза потоком газа. В результате резки на поверхности образцов формировалась область термически деградировавшего материала (или зона термического влияния) 7 и слой оплавленного металла (или зона плавления) 8.

В качестве экспериментального материала использовался листовый прокат алюминиевых сплавов Д16АТ, АМг5 и титанового сплава

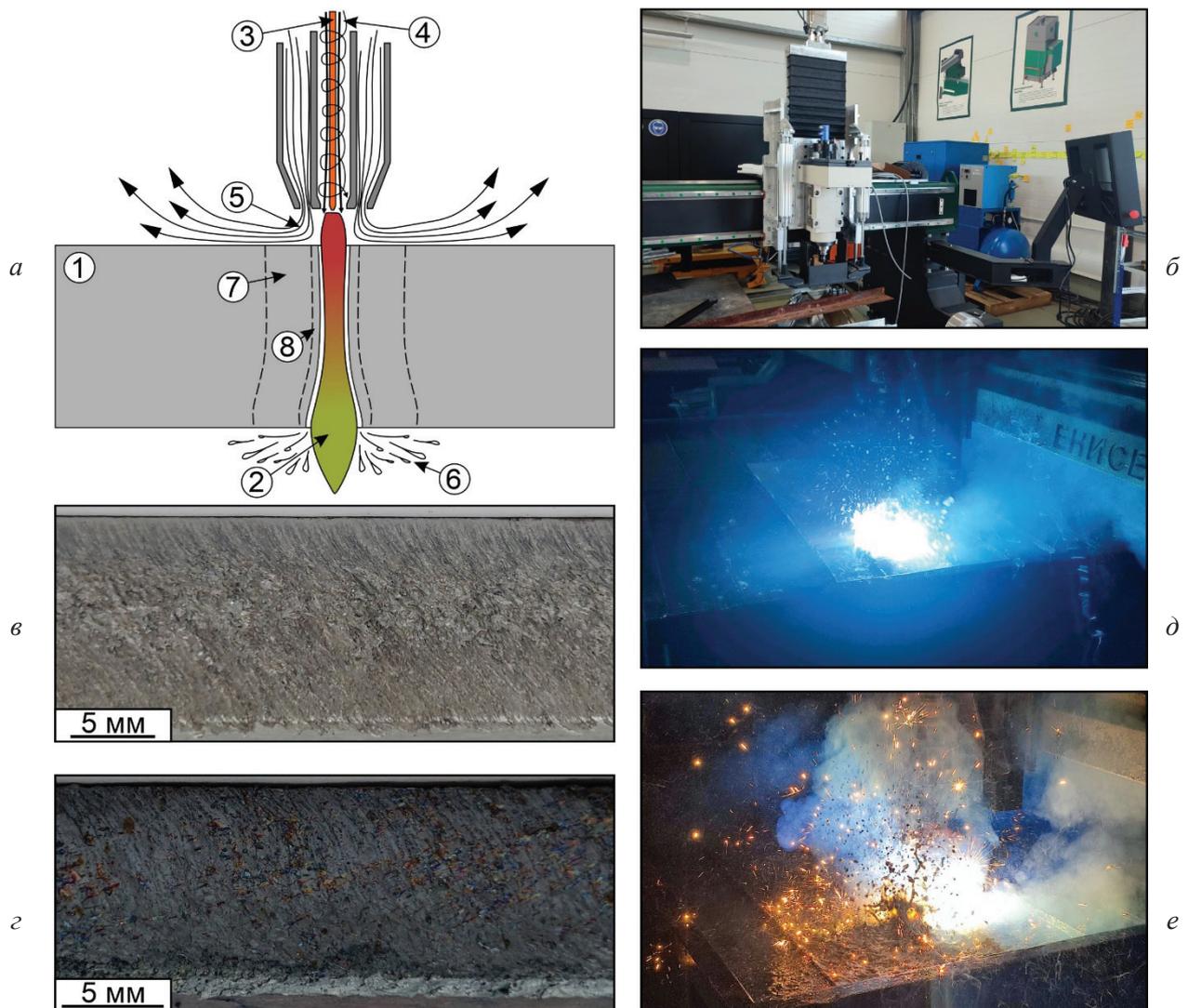


Рис. 1. Плазменная резка экспериментальных образцов:

*a* – схема процесса резки; *б* – внешний вид разрабатываемого оборудования для плазменной резки; *в* – внешний вид поверхности реза алюминиевого сплава Д16АТ; *г* – внешний вид поверхности реза титанового сплава ВТ1-0; *д* – снимок процесса резки алюминиевого сплава Д16АТ; *е* – снимок процесса резки титанового сплава ВТ1-0; 1 – заготовка; 2 – плазменная струя; 3 – водоохлаждаемый электрод; 4 – плазмообразующий газ; 5 – защитный газ; 6 – вытесняемый материал из зоны реза; 7 – зона термического влияния; 8 – зона оплавления поверхности

Fig. 1. Plasma cutting of experimental specimens:

plasma cutting flow diagram (*a*); general view of developed setup for plasma cutting (*b*); general view of the cut surface of aluminum alloy AA2124 (*в*); general view of the cut surface of Grade2 titanium alloy (*г*); image of the cutting process of aluminum alloy AA2024 (*д*); image of the cutting process of Grade2 titanium alloy (*е*); 1 – blank; 2 – plasma jet; 3 – water-cooled electrode; 4 – plasma-supporting gas; 5 – shielding gas; 6 – material displaced from the cutting zone; 7 – heat affected zone; 8 – surface melting zone

ВТ1-0 толщиной 10 мм. Параметры процесса резки регулировались для достижения различной погонной энергии процесса. Основными параметрами резки являлись ток и напряжение горения дуги, составлявшие 170 А и 125 В соответственно. В качестве регулируемого параметра в основном выступала скорость резки (см. таблицу).

После получения экспериментальных образцов из них электроэрозионным методом (станок

DK7750) производилась вырезка металлографических шлифов для структурных исследований и выявления особенностей изменения механических свойств приповерхностной зоны. Структурные исследования производились на оптическом микроскопе «Альтами МЕТ 1С» и лазерном сканирующем микроскопе Olympus LEXT 4100. Микротвердость определяли от поверхности реза вглубь образца на металлографических шлифах на приборе Duramin-500.

**Режимы плазменной резки листового проката**  
**Plasma cutting modes for sheet meta**

Сплав / Alloy	S, мм / S, mm	№ режима / Mode No.	I, A / I, A	U, В / U, V	V, м/мин / V, m/min	E, кДж/м / E, kJ/m
АМг5	10	1	170	125	3,4	6,3
АМг5	10	2	170	125	3,0	7,1
АМг5	10	3	170	125	2,7	7,9
АМг5	10	4	170	125	3,7	5,7
АМг5	10	5	170	125	4,1	5,2
Д16Т	10	1	170	125	4,2	5,1
Д16Т	10	2	170	125	3,8	5,6
Д16Т	10	3	170	125	3,3	6,4
Д16Т	10	4	170	125	4,6	4,6
Д16Т	10	5	170	125	5,0	4,3
ВТ1-0	10	1	170	125	4,1	5,2
ВТ1-0	10	2	170	125	3,4	6,3
ВТ1-0	10	3	170	125	3,0	7,1
ВТ1-0	10	4	170	125	2,7	7,9
ВТ1-0	10	5	170	125	2,4	8,9

### Результаты и их обсуждение

Плазменная резка образцов алюминиевых и титановых сплавов приводит к формированию на поверхности специфического рельефа, оконтуривающего течение расплавленного металла, который вытесняется потоком газа из полости реза [18]. В условиях резки образцов сплава АМг5 толщиной 10 мм такое положение приводило к формированию в нижней части реза характерного рельефа (рис. 2, в, е). Расстояние между выступами над поверхностью реза составляло около 200 мкм, величина выступов – до 180–200 мкм. В центральной и верхней частях области реза рельеф был более хаотичен и характеризовался большим размером неровностей. Величина выступов над поверхностью достигала более 450–500 мкм. Значимых отличий в строении поверхности реза на различных режимах не выявлено, для большинства образцов продемонстрированные на рис. 2 особенности строения поверхности реза сохраняются.

При резке образцов сплава Д16АТ по использованным режимам на поверхности не наблюдалось образования регулярного рельефа (рис. 3). Строение поверхности реза в верхней, центральной и нижней частях реза являлось достаточно близким. Величина выступов над поверхностью реза составляла до 400–450 мкм. Такая структу-

ра также характерна для большинства режимов и от одного образца к другому изменяется несущественно.

При резке образцов сплава ВТ1-0 происходило формирование более плавного рельефа на поверхности реза (рис. 4). Величина неровностей над поверхностью реза составляла в среднем до 200 мкм. Отличия в морфологии поверхности реза в верхней, нижней и средней частях реза хотя и имеются, но связаны больше с ориентацией элементов рельефа, чем с величиной неровностей.

Структура образцов сплава АМг5 (рис. 5) в поверхностных слоях после резки представлена в основном зоной оплавленного металла (ЗП) и зоной термического влияния (ЗТВ), постепенно переходящей в зону основного металла (ОМ). Величина макроискажений поверхности реза изменяется в зависимости от режима. Наименьшее искажение (до 1000–1200 мкм) характерно для образцов, полученных в режиме № 2 при относительно невысокой (3,0 м/мин) скорости резки и выше среднего (7,1 кДж/м) энергозатраты при резке (рис. 5, а–д). Повышение скорости резки от указанных значений приводит к значительному снижению качества реза, а снижение скорости резки не приводит к повышению точности реза. Величина зоны плавления находится на достаточно низком уровне и не превышает 150 мкм от поверхности реза (рис. 5, ж, з).

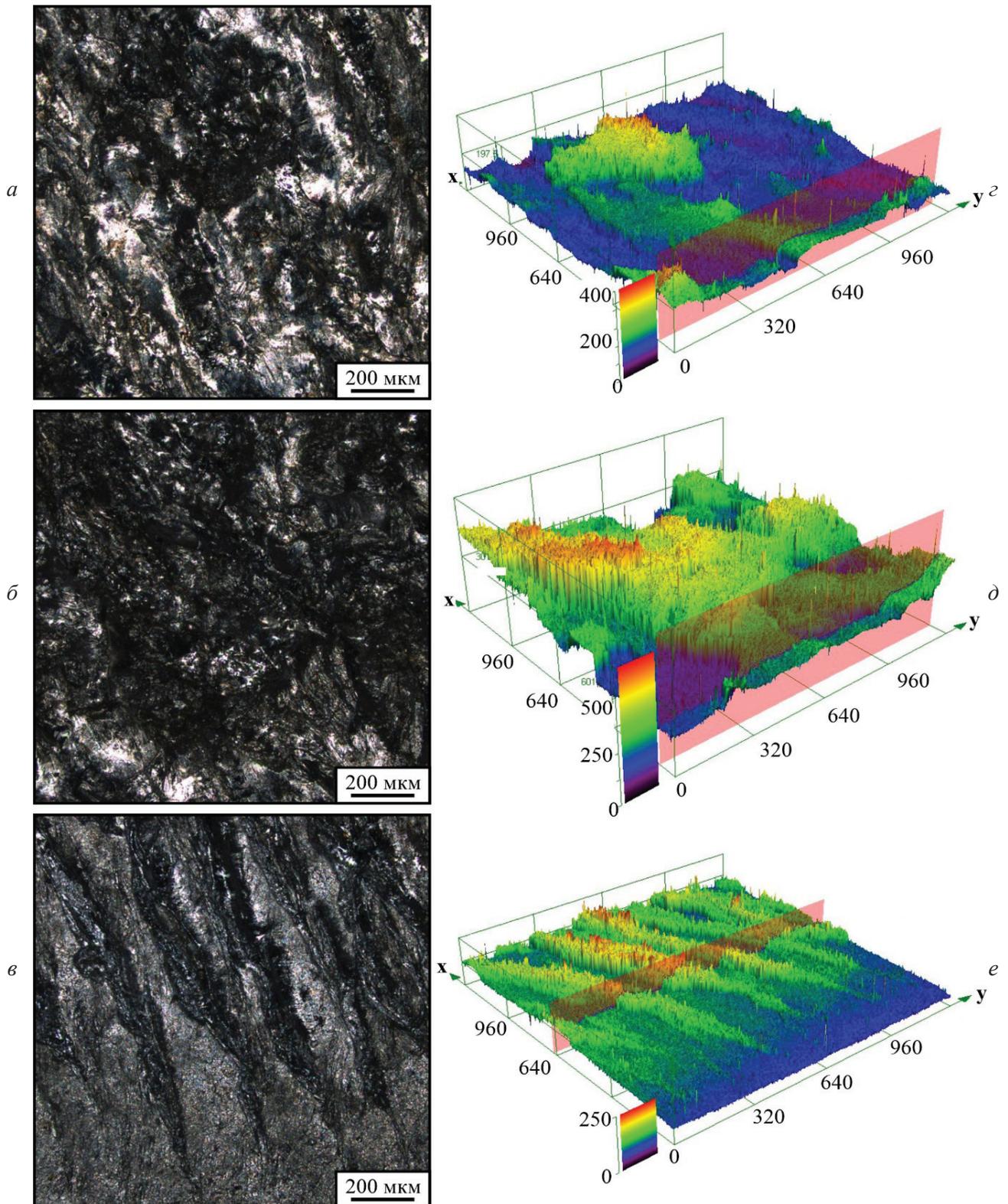
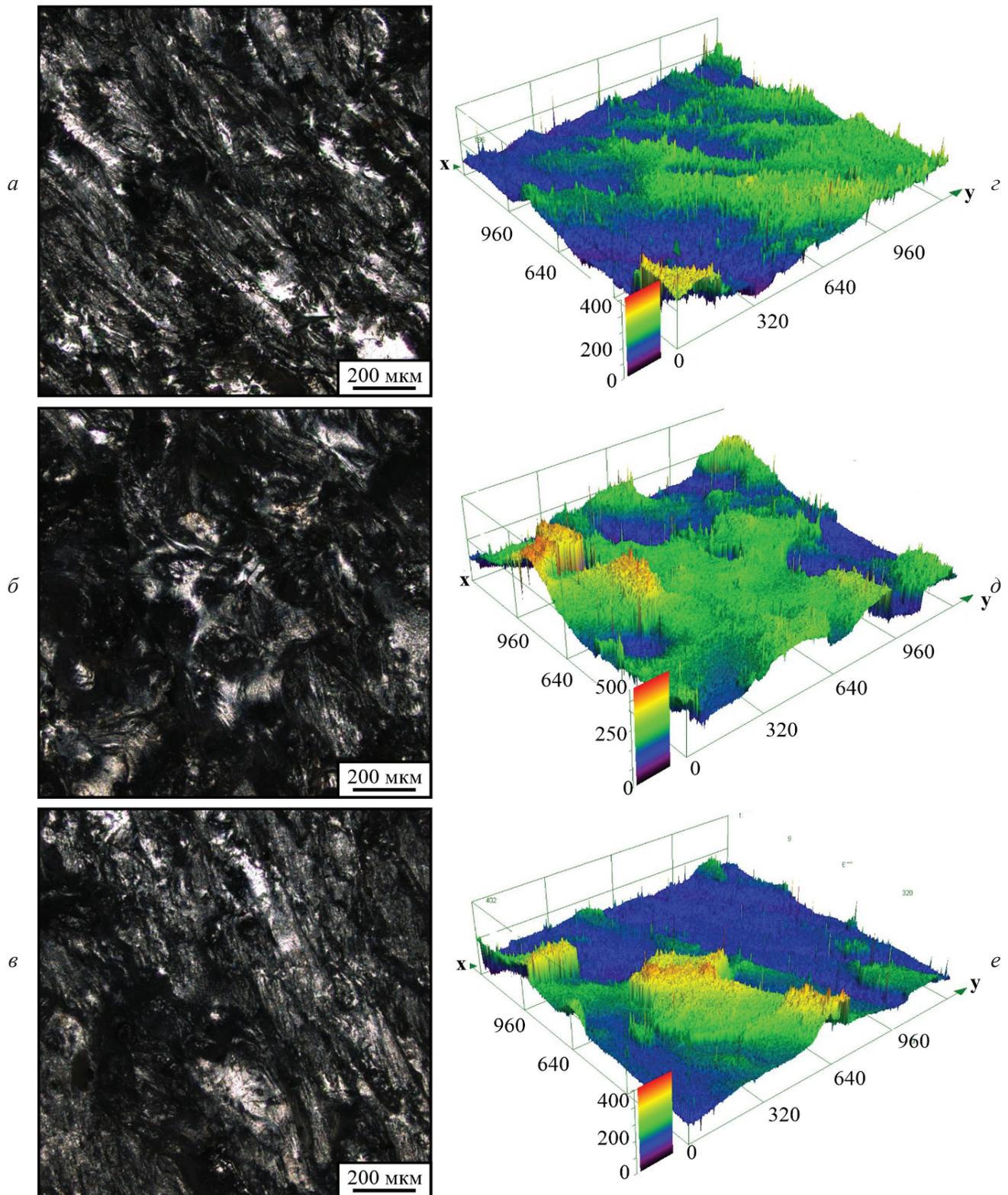


Рис. 2. Морфология поверхности образца сплава АМг5 после резки:

$a, б$  – верхняя часть реза,  $в, г$  – центральная часть реза;  $д, е$  – нижняя часть реза;  $a, б, в$  – оптические снимки поверхности;  $г, д, е$  – 3D-изображения, полученные на конфокальном микроскопе

Fig. 2. Surface morphology of AA5056 alloy specimen after cutting:

the upper part of the cut ( $a, б$ ); the central part of the cut ( $в, г$ ); the lower part of the cut ( $д, е$ ); optical images of the surface ( $a, б, в$ ); 3D images obtained by confocal microscope ( $г, д, е$ )



*Рис. 3.* Морфология поверхности образца сплава Д16АТ после резки:  
 $a, b$  – верхняя часть реза;  $z, \varepsilon$  – центральная часть реза;  $d, e$  – нижняя часть реза;  $a, b, v$  – оптические снимки поверхности;  $z, d, e$  – 3D-изображения, полученные на конфокальном микроскопе

*Fig. 3.* Surface morphology of AA2024 alloy specimen after cutting:  
 the upper part of the cut ( $a, b$ ); the central part of the cut ( $z, \varepsilon$ ); the lower part of the cut ( $d, e$ ); optical images of the surface ( $a, b, v$ ); 3D images obtained by confocal microscope ( $z, d, e$ )

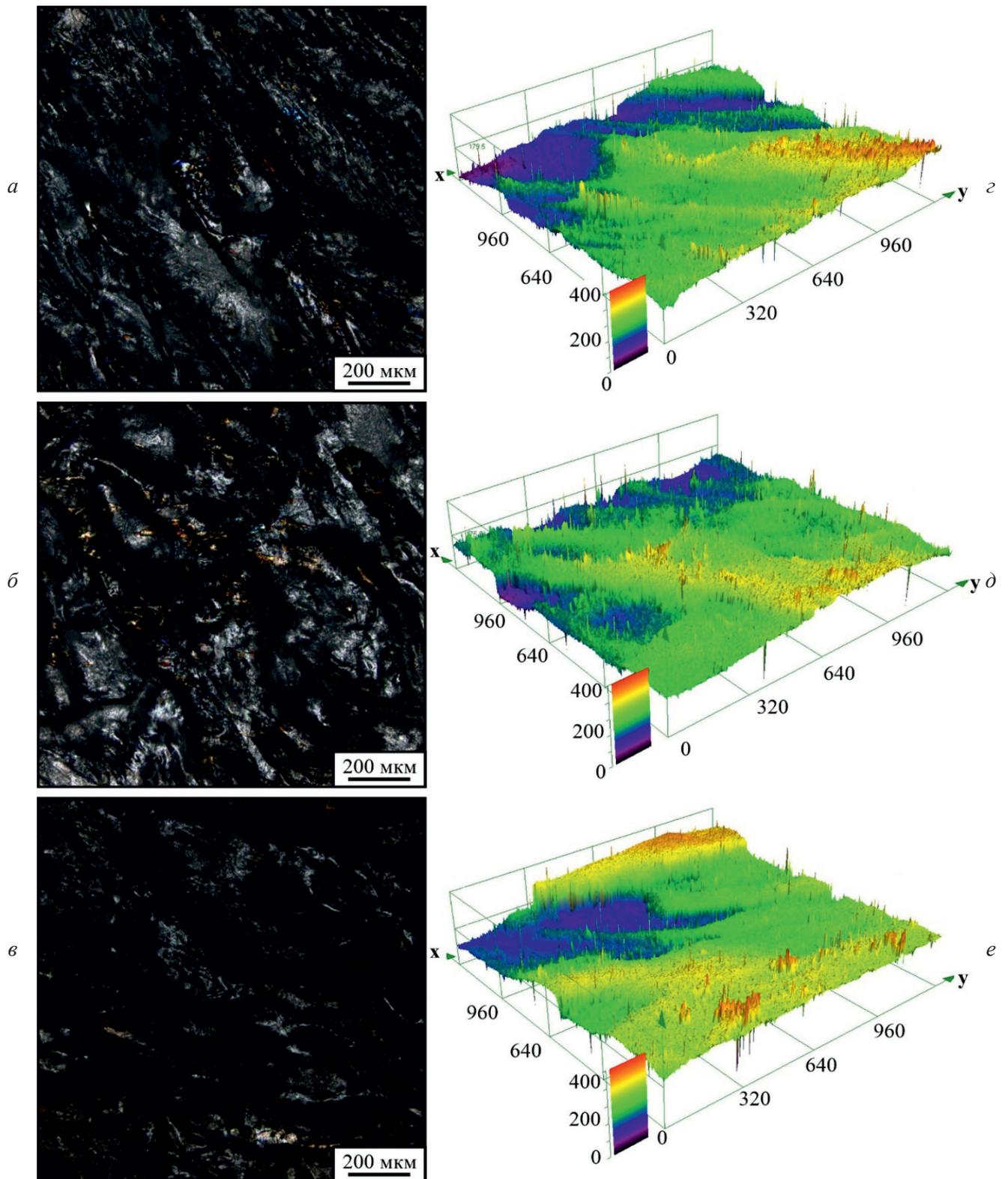


Рис. 4. Морфология поверхности образца сплава ВТ1-0 после реза:

$a, б$  – верхняя часть реза;  $в, z$  – центральная часть реза;  $д, e$  – нижняя часть реза;  $a, б, в$  – оптические снимки поверхности;  $z, д, e$  – 3D-изображения, полученные на конфокальном микроскопе

Fig. 4. Surface morphology of Grade2 titanium alloy specimen after cutting:

the upper part of the cut ( $a, б$ ); the central part of the cut ( $в, z$ ); the lower part of the cut ( $д, e$ ); optical images of the surface ( $a, б, в$ ); 3D images obtained by confocal microscope ( $z, д, e$ )

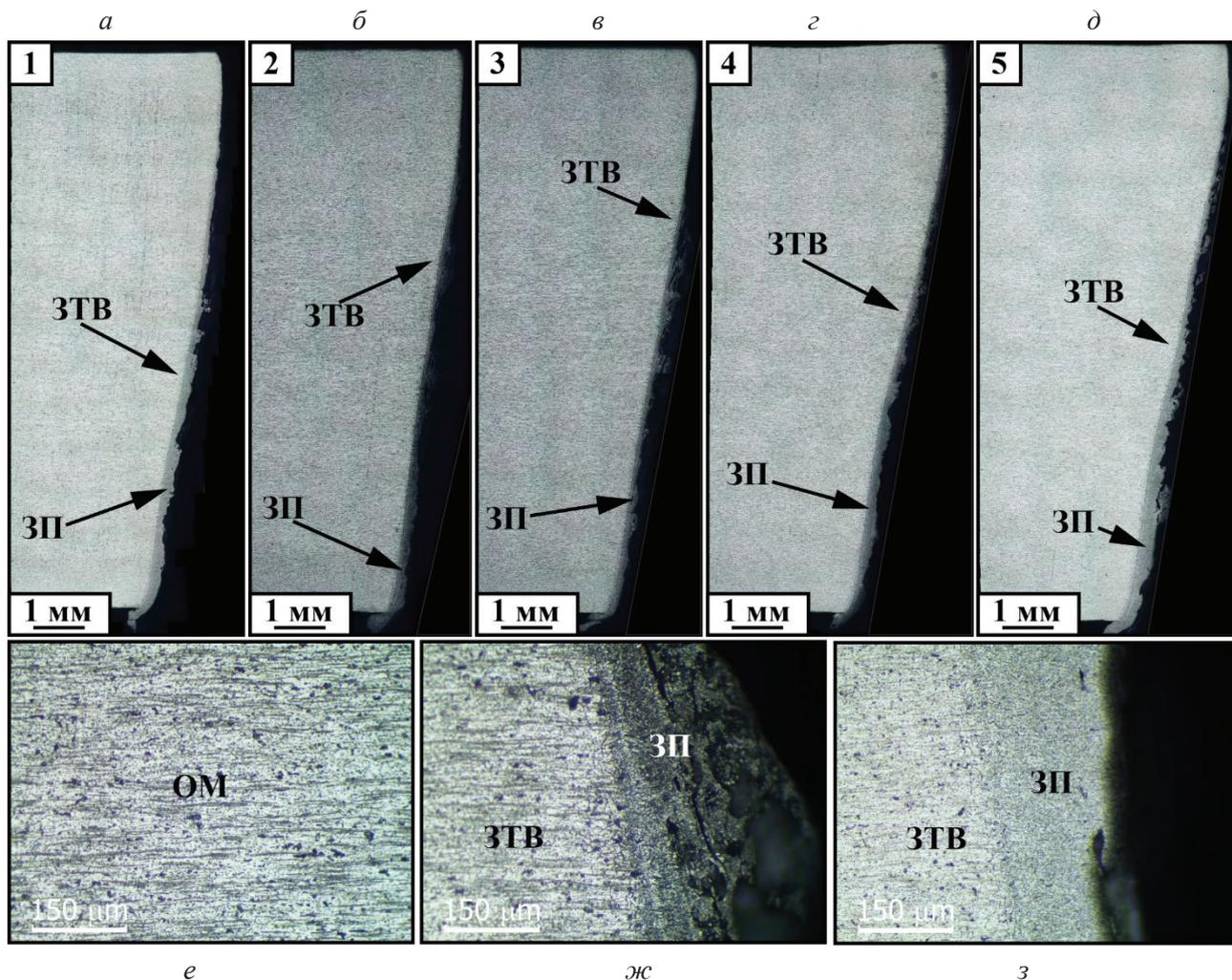


Рис. 5. Структура в зоне резки сплава АМг5:

*a–d* – макроструктура реза; *e* – исходная структура материала ОМ; *ж, з* – зоны плавления ЗП и термического влияния ЗТВ

Fig. 5. The structure in the cutting zone of the AA5056 alloy:

the macrostructure of the cut (*a–d*); the initial structure of the base material (*e*); the fusion zones and the heat affected zone (*ж, з*)

Структура в этой области представлена типичным для литого металла дендритным строением, формируемым при кристаллизации из расплава. Размер зоны термического влияния на поверхности металлографических шлифов не выявляется, структура в ней практически идентична основному металлу (рис. 5, *e–з*). Это связано с достаточно высокой стойкостью термически неупрочняемого деформируемого алюминиевого сплава АМг5 к структурным изменениям при повышении температуры.

Структура образцов сплава Д16АТ после плазменной резки существенно отличается от описанной ранее (рис. 6). В этом случае величина макроискажений зоны реза достигает до-

статочно больших значений при высокой скорости резки в режиме № 5 (рис. 6, *a–d*). Для остальных режимов искажения геометрии образцов не так существенны. Наименьшие искажения зоны реза (400–450 мкм) характерны для образцов, полученных в режиме № 4 при скорости резки 4,6 м/мин и энергозатрате 4,6 кДж/м. Размер зоны плавления металла составляет от 100–150 мкм при резке в режиме № 4 до 800–1000 мкм при резке в режиме № 5. Размер зоны термического влияния в основном не превышает 200–300 мкм, что выявляется по её повышенной травимости на металлографических шлифах. Структура в зоне плавления представлена дендритным строением, формируемым

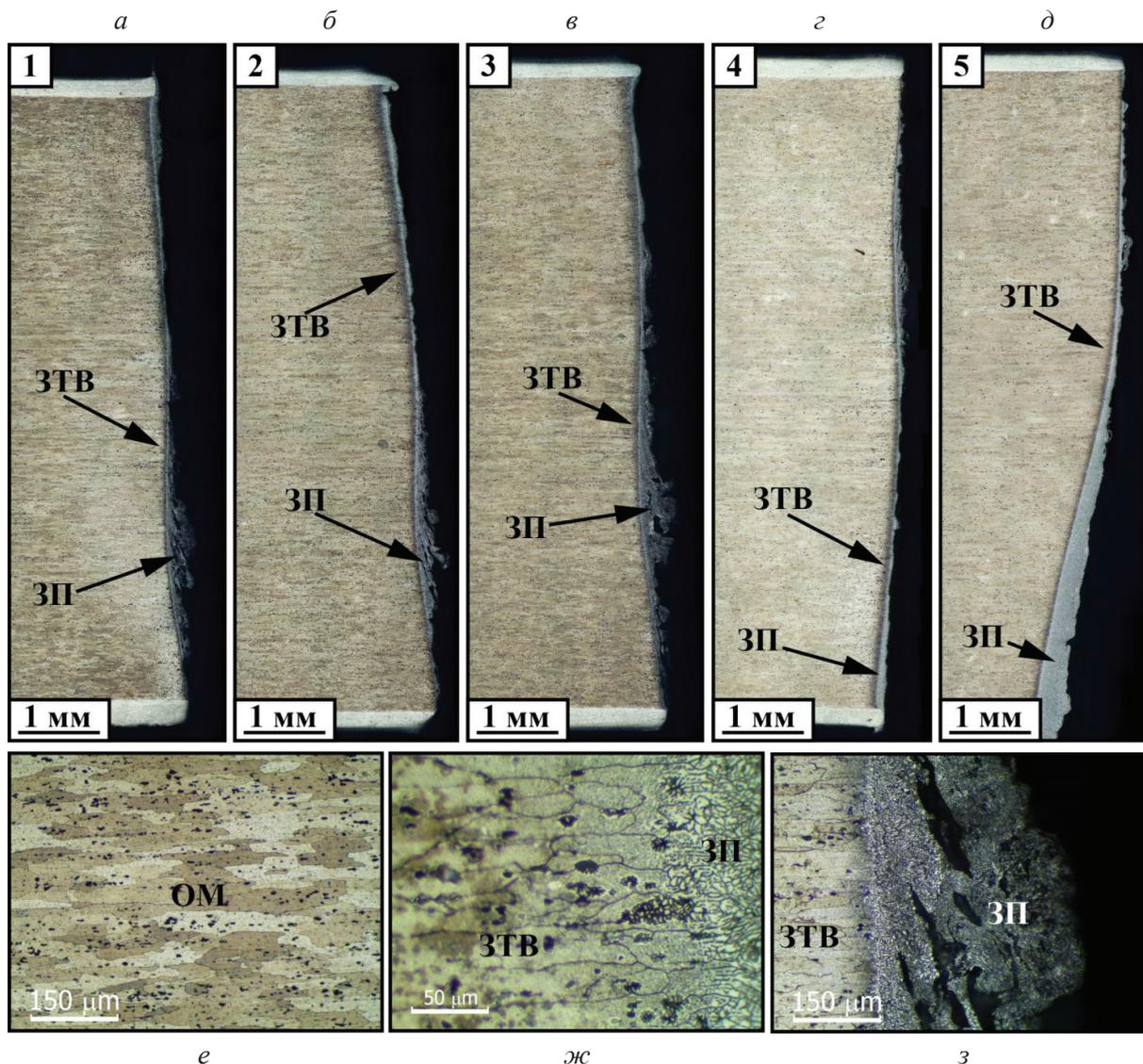


Рис. 6. Структура в зоне резки сплава Д16АТ:

*a–d* – макроструктура реза; *e* – исходная структура материала ОМ; *ж, з* – зоны плавления ЗП и термического влияния ЗТВ

Fig. 6. The structure in the cutting zone of the AA2024 alloy:

the macrostructure of the cut (*a–d*); the initial structure of the base material (*e*); the fusion zones and the heat affected zone (*ж, з*)

при кристаллизации из расплавленного состояния (рис. 6, *ж, з*). Зона термического влияния постепенно переходит в основной металл с неизменной структурой (рис. 6, *e, ж*). Травимость зоны термического влияния повышается в результате перестаривания материала, вызванного избыточным выпадением легирующих элементов из твердого раствора. Такое положение характерно для термически упрочняемого сплава Д16АТ, подвергаемого избыточному термическому воздействию (например, при сварке).

При резке образцов титанового сплава ВТ1-0 строение зоны реза характеризуется невысокими значениями макроискажений, кроме ре-

жимов № 1 и № 5, характеризующихся максимальной и минимальной скоростью резки (рис. 7, *a–d*). При средней скорости резки 3,0 м/мин и энерговложении 7,1 кДж/м в режиме № 3 происходит формирование образцов с наименьшим отклонением геометрии реза, составляющим примерно 450–500 мкм.

Зона плавления для образцов сплава ВТ1-0 представлена дендритным строением (рис. 7, *ж, з*), ее толщина может достигать 150–200 мкм. Зона термического влияния проявляет тенденции к образованию игольчатой структуры (рис. 7, *ж*), что существенно отличает ее от основного металла (рис. 7, *e*). Однако зона термического вли-

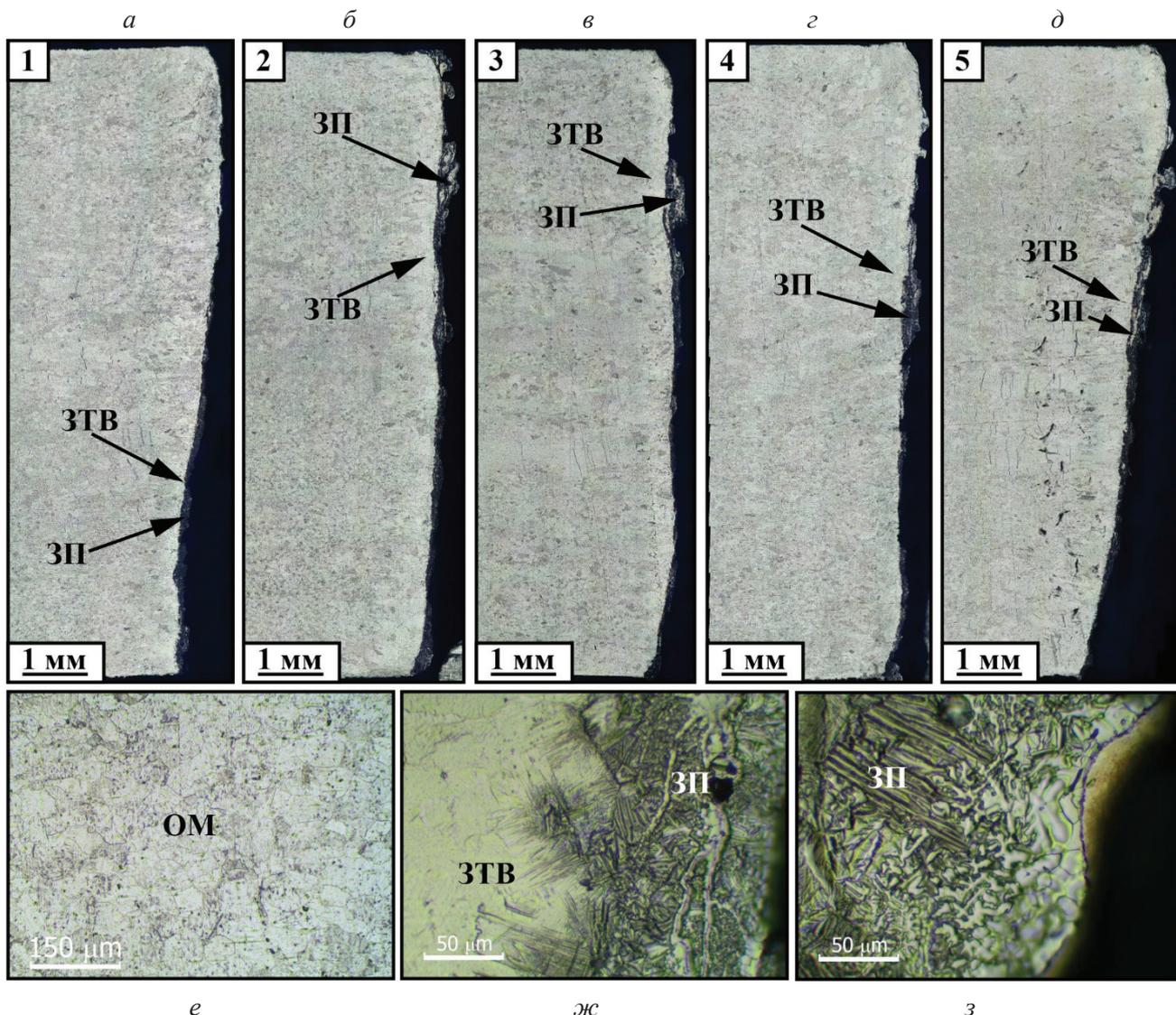


Рис. 7. Структура в зоне резки сплава ВТ1-0:

*a-d* – макроструктура реза; *e* – исходная структура материала ОМ; *ж, з* – зоны плавления ЗП и термического влияния ЗТВ

Fig. 7. The structure in the cutting zone of the Grade 2 titanium alloy:

the macrostructure of the cut (*a-d*); the initial structure of the base material (*e*); the fusion zones and the heat affected zone (*ж, з*)

яния для данного сплава обладает достаточно низкой толщиной. Ближе к поверхности реза образцов сплава ВТ1-0 происходит образование тонких (до 10 мкм толщиной) слоёв (рис. 7, з), содержащих в себе, предположительно, оксиды титана. Как будет показано далее, это приводит к резкому росту микротвердости поверхностных слоев образцов.

Механические свойства в зоне реза образцов согласуются со структурными изменениями (рис. 8). Для образцов сплава АМг5 характерно снижение микротвердости от средней в основном металле 0,83–0,84 ГПа до 0,70–0,75 ГПа вблизи поверхности в зоне плавления. В зоне

термического влияния значения микротвердости имеют промежуточные значения и достаточно близки к микротвердости основного металла. Суммарный размер зоны термического влияния и зоны плавления составляет порядка 500–1000 мкм в зависимости от режима резки. Для образцов, полученных в оптимальном режиме № 2, общая величина макроискажения геометрии и зон термического влияния и плавления составляет примерно 1400 мкм (1,4 мм), что определяет величину требуемого припуска на механическую обработку. В зоне резки образцов сплава Д16АТ снижение микротвердости более существенно. При средней микротвердости

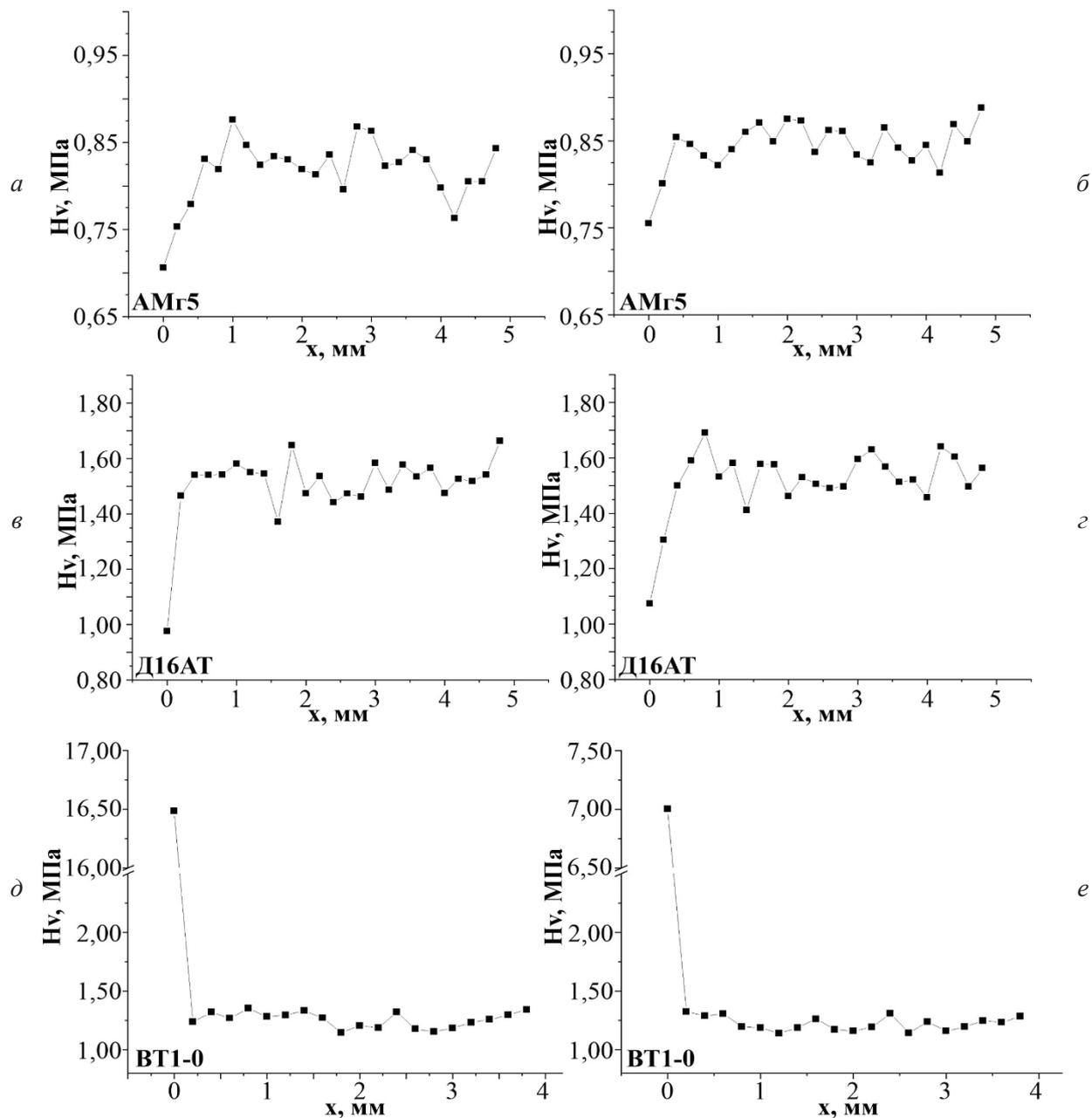


Рис. 8. Изменение микротвердости в типичных образцах после плазменной резки:

*a, б* – сплав АМг5; *в, з* – сплав Д16АТ; *д, е* – сплав ВТ1-0

Fig. 8. Changes in microhardness of typical specimens after plasma cutting:

AA5056 alloy (*a, б*); AA2024 alloy (*в, з*); Grade2 titanium alloy (*д, е*)

в зоне основного металла 1,52–1,53 ГПа микротвердость в зоне плавления снижается до 0,95–1,05 ГПа. При этом общая величина зоны термического влияния и зоны плавления в основном не превышает 500 мкм. Для образцов, полученных в оптимальном режиме № 4, общая величина зон термического влияния и плавления суммарно с величиной макроискажения геометрии реза составляет 600 мкм (0,6 мм). Для сплава ВТ1-0 характерен резкий рост значений микротвердости

в среднем с 1,23–1,24 ГПа в основном металле до 7,0–16,5 ГПа в поверхностных слоях, что свидетельствует о формировании оксидов титана, обладающих высокой твердостью. Обнаруженное в ранее проведенной работе увеличение твердости сплава ОТ4-1 в поверхностных слоях при резке [18] находится на значительно меньшем уровне и обусловлено закалочными эффектами (рост в 1,5 раза в сравнении с основным металлом). Величина зоны плавления и зоны термиче-

ского влияния при этом находится на достаточно низком уровне. Суммарно величины искажения макрогеометрии, зоны плавления и зоны термического влияния составляют для сплава ВТ1-0 примерно 500 мкм (0,5 мм) при резке по оптимальному режиму № 3, что определяет наименьший из требуемых припусков на последующую обработку данного сплава.

### Заключение

Влияние высокоэнергетического воздействия плазменной струи на структуру и свойства сплавов АМг5, Д16АТ и ВТ1-0 сказывается различным образом, что обусловлено как их разной структурой, так и реакцией на термическое воздействие. В то время как для алюминиевых сплавов характерно снижение твердости из-за термической деградации структуры, в титановом сплаве происходит формирование поверхностных слоёв с высокой твердостью. Проведенные исследования показывают, что для выбранных сплавов при относительно равных условиях резки предпочтительными являются различные параметры и режимы резки. Для сплава Д16АТ более предпочтительны режимы с минимальным энергозатратением, в то время как для сплавов АМг5 и ВТ1-0 лучше подходят режимы со средним энергозатратением или выше среднего. Для алюминиевых сплавов при резке характерно разупрочнение приповерхностных слоёв материала, а для титанового сплава нет. Причем при резке титанового сплава ВТ1-0 в поверхностных слоях формируются окисные плёнки с твердостью, значительно (более чем в 10 раз) превышающей твердость основного металла, что может приводить к повышенной интенсивности износа инструмента при последующей механической обработке. Для сплава АМг5 при резке характерно снижение микротвердости на величину до 10 % в сравнении с основным металлом. В зоне термического влияния сплава Д16АТ разупрочнение существенно выше и составляет до 50 % по отношению к исходной структуре листового проката. Для данных сплавов также отмечаются различные особенности искажений макрогеометрии в области реза. Наиболее существенными отклонениями обладают образцы сплава АМг5, меньшими и относительно близкими значениями отклонений характеризуются сплавы Д16АТ

и ВТ1-0. Причем в условиях эксперимента даже при оптимальных значениях параметров резки в образцах сплава АМг5 остаются ещё достаточно значительные искажения геометрии реза, что требует дальнейших исследований для улучшения качества реза. В целом использованные режимы резки позволяют изготавливать заготовки из сплава АМг5, Д16АТ и ВТ1-0 толщиной 10 мм с величиной припуска на последующую обработку 1,4, 0,6 и 0,5 мм соответственно.

### Список литературы

1. Tribological and electric contact resistance properties of pulsed plasma duplex treatments on a low alloy steel / J. Murua, I. Ibañez, A. Dianova, S. Domínguez-Meister, O. Larrañaga, A. Larrañaga, I. Braceras // *Surface and Coatings Technology*. – 2023. – Vol. 454. – P. 129155. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.129155.
2. Structure and properties of CrN/TiN multilayer coatings produced by cathodic arc plasma deposition on copper and beryllium-copper alloy / A.V. Kolubaev, O.V. Sizova, Yu.A. Denisova, A.A. Leonov, N.V. Teryukalova, O.S. Novitskaya, A.V. Byeli // *Physical Mesomechanics*. – 2022. – Vol. 25 (4). – P. 306–317. – DOI: 10.1134/S102995992204004X.
3. Microstructure evolution and mechanical properties of plasma sprayed AlCoCrFeNi<sub>2,1</sub> eutectic high-entropy alloy coatings / L. Wang, F. Zhang, H. Ma, S. He, F. Yin // *Surface and Coatings Technology*. – 2023. – Vol. 471. – P. 129924. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2023.129924.
4. Akkurt A. The effect of cutting process on surface microstructure and hardness of pure and Al 6061 aluminium alloy // *Engineering Science and Technology, an International Journal*. – 2015. – Vol. 18 (3). – P. 303–308. – DOI: 10.1016/j.jestch.2014.07.004.
5. Ilii S.M., Coteatã M. Plasma arc cutting cost // *International Journal of Material Forming*. – 2009. – Vol. 2 (1). – P. 689–692. – DOI: 10.1007/s12289-009-0588-4.
6. Experimental study of the features of the kerf generated by a 200A high tolerance plasma arc cutting system / R. Bini, B.M. Colosimo, A.E. Kutlu, M. Monno // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2008. – Vol. 196 (1–3). – P. 345–355. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.05.061.
7. Optimization of surface roughness in plasma arc cutting of AISID2 steel using TLBO / P. Patel, B. Nakum, K. Abhishek, V. Rakesh Kumar, A. Kumar // *Materials Today: Proceedings*. – 2018. – Vol. 5, iss. 9 (3). – P. 18927–18932. – DOI: 10.1016/j.matpr.2018.06.242.

8. *Hoult A.P., Pashby I.R., Chan K.* Fine plasma cutting of advanced aerospace materials // *Journal of Materials Processing Technology.* – 1995. – Vol. 48 (1–4). – P. 825–831. – DOI: 10.1016/0924-0136(94)01727-1.
9. *Nandan Sharma D., Ram Kumar J.* Optimization of dross formation rate in plasma arc cutting process by response surface method // *Materials Today: Proceedings.* – 2020. – Vol. 32 (3). – P. 354–357. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.01.605.
10. *Gariboldi E., Previtali B.* High tolerance plasma arc cutting of commercially pure titanium // *Journal of Materials Processing Technology.* – 2005. – Vol. 160 (1). – P. 77–89. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.04.366.
11. An experimental analysis of cutting quality in plasma arc machining / M. Gostimirović, D. Rodić, M. Sekulić, A. Aleksić // *Advanced Technologies & Materials.* – 2020. – Vol. 45 (1). – P. 1–8. – DOI: 10.24867/ATM-2020-1-001.
12. *Cinar Z., Asmael M., Zeeshan Q.* Developments in plasma arc cutting (PAC) of steel alloys: A review // *Jurnal Kejuruteraan.* – 2018. – Vol. 30 (1). – P. 7–16. – DOI: 10.17576/jkukm-2018-30(1)-02.
13. *Kudrna L., Fries J., Merta M.* Influences on plasma cutting quality on CNC machine // *Multidisciplinary Aspects of Production Engineering.* – 2019. – Vol. 2 (1). – P. 108–117. – DOI: 10.2478/mape-2019-0011.
14. Влияние конструктивных особенностей плазматрона на качество реза при прецизионной воздушно-плазменной разделке металла / С.В. Анахов, Б.Н. Гузанов, А.В. Матушкин, Н.Б. Пугачева, Ю.А. Пыкин // *Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия.* – 2020. – Т. 63 (2). – С. 155–162. – DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-155-162.
15. Modeling and optimization of cut quality responses in plasma jet cutting of aluminium alloy EN AW-5083 / I. Peko, D. Marić, B. Nedić, I. Samardžić // *Materials.* – 2021. – Vol. 14 (19). – P. 5559. – DOI: 10.3390/ma14195559.
16. *Salonitis K., Vatousianos S.* Experimental investigation of the plasma arc cutting process // *Procedia CIRP.* – 2012. – Vol. 3. – P. 287–292. – DOI: 10.1016/j.procir.2012.07.050.
17. *Suresh A., Diwakar G.* Optimization of process parameters in plasma arc cutting for TWIP steel plates // *Materials Today: Proceedings.* – 2021. – Vol. 38 (5). – P. 2417–2424. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.07.383.
18. Отработка методики плазменной резки меди марки М1, алюминиевого сплава Д16Т и титанового сплава ОТ4-1 с использованием плазматрона с обратной полярностью / В.Е. Рубцов, А.О. Панфилов, Е.О. Княжев, А.В. Николаева, А.М. Черемнов, А.В. Гусарова, В.А. Белобородов, А.В. Чумаевский, А.Н. Иванов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты).* – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 33–52. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-33-52.
19. *Matushkina I., Anakhov S., Pyckin Yu.* Design of a new gas-dynamic stabilization system for a metal-cutting plasma torch // *Journal of Physics: Conference Series.* – 2021. – Vol. 2094. – P. 042075. – DOI: 10.1088/1742-6596/2094/4/042075.
20. *Shchitsyn V.Yu., Yazovskikh V.M.* Effect of polarity on the heat input into the nozzle of a plasma torch // *Welding International.* – 2002. – Vol. 16 (6). – P. 485–487. – DOI: 10.1080/09507110209549563.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2023 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



## Influence of high-energy impact during plasma cutting on structure and properties of surface layers of aluminum and titanium alloys

Valery Rubtsov<sup>1, a, \*</sup>, Alexander Panfilov<sup>1, b</sup>, Evgeny Knyazhev<sup>1, c</sup>, Alexandra Nikolaeva<sup>1, d</sup>,  
 Andrey Cheremnov<sup>1, e</sup>, Anastasia Gusarova<sup>1, f</sup>, Vladimir Beloborodov<sup>1, g</sup>, Andrey Chumaevskii<sup>1, h</sup>,  
 Artem Grinenko<sup>2, i</sup>, Evgeny Kolubaev<sup>1, k</sup>

<sup>1</sup> Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

<sup>2</sup> ITS-Siberia LLC, 16a Severnoe Shosse, Krasnoyarsk, 660118, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-0348-1869>,  [rvy@ispms.tsc.ru](mailto:rvy@ispms.tsc.ru); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-8648-0743>,  [alexpl@ispms.ru](mailto:alexpl@ispms.ru);  
<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>,  [clothoid@ispms.tsc.ru](mailto:clothoid@ispms.tsc.ru); <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-8708-8540>,  [nikolaeva@ispms.tsc.ru](mailto:nikolaeva@ispms.tsc.ru);  
<sup>e</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-2225-8232>,  [amc@ispms.tsc.ru](mailto:amc@ispms.tsc.ru); <sup>f</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-4208-7584>,  [gusarova@ispms.ru](mailto:gusarova@ispms.ru);  
<sup>g</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-4609-1617>,  [vabel@ispms.tsc.ru](mailto:vabel@ispms.tsc.ru); <sup>h</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>,  [tch7av@gmail.com](mailto:tch7av@gmail.com);  
<sup>i</sup>  <https://orcid.org/0009-0002-9511-1303>,  [giga2011@yandex.ru](mailto:giga2011@yandex.ru); <sup>k</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>,  [eak@ispms.tsc.ru](mailto:eak@ispms.tsc.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 26 September 2023

Revised: 11 October 2023

Accepted: 18 October 2023

Available online: 15 December 2023

#### Keywords:

Plasma cutting

Ti-4Al-1Mn titanium alloy

Grade2 titanium alloy

Macrostructure

Aluminum alloy AA2124

Aluminum alloy AA5056

Heat affected zone

Change of mechanical properties of material

#### Funding

The results were obtained in the framework of the Integrated Project “Establishment of production of high-tech equipment for adaptive high-precision plasma heavy cutting of non-ferrous metals for the metallurgical, aerospace and transport industries of the Russian Federation” (Agreement No. 075-11-2022-012 dated April 06, 2022) implemented by the ISPMS SB RAS at the financial support of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation as part of Decree of the Government of the Russian Federation No. 218 dated April 09, 2010.

#### Acknowledgements

Research were partially conducted at core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials”.

### ABSTRACT

**Introduction.** Plasma cutting of various metals and alloys is one of the most productive processes for obtaining workpieces, especially when using reverse polarity plasmatoms. The use of plasma cutting in the production of workpieces of large thicknesses potentially allows to increase the productivity of the process. In the domestic industry plasma cutting equipment of foreign production is widely used, which poses the problem of import substitution of manufactured products and equipment with the corresponding parts of Russian companies. For this reason, at present the Institute of Strength Physics and Materials Science together with the company “ITS Siberia” develops plasma cutting equipment on reverse polarity currents. At the same time, in order to determine the peculiarities of influence of parameters and modes of plasma cutting process on the structure of metal in the cutting zone, it is necessary to conduct comparative studies on different metals and alloys. **Aim of the work:** is to identify the characteristics of the influence of high energy impact on the structure and properties of surface layers of aluminum and titanium alloys during plasma cutting using a plasma torch operating with reverse polarity currents. **The research methods** are optical metallography, microhardness measurement and laser scanning microscopy of the surface after plasma cutting. **Results and discussions.** The conducted researches show a wide range of possibilities to adjust the process parameters of plasma cutting of aluminum alloys AA5056 and AA2124, and titanium alloy Grade2. For the alloys used in this work there are optimal values of process parameters, deviations from which lead to various violations of cut quality. Aluminum alloys show a tendency to significant de-strengthening in the cutting zone, which is associated with the formation of a large crystalline structure and large incoherent secondary phases with simultaneous depletion of the solid solution with alloying elements. Titanium alloys are characterized by quenching effects in the cutting zone with increasing microhardness values. Oxides are also formed in the surface layers despite the use of nitrogen shielding gas. In the alloy Ti-4Al-1Mn, in the previously conducted works, the formation of oxide films with high hardness is not noted, while in the Grade2 alloy at cutting in the surface layers oxides are formed sharply increasing the values of microhardness of the material up to values of about 15 GPa. This situation can complicate mechanical processing of titanium alloys after plasma cutting. The obtained results indicate a rather low value of the allowance for further machining after plasma cutting of aluminum and titanium alloys.

**For citation:** Rubtsov V.E., Panfilov A.O., Knyazhev E.O., Nikolaeva A.V., Cheremnov A.M., Gusarova A.V., Beloborodov V.A., Chumaevskii A.V., Grinenko A.V., Kolubaev E.A. Influence of high-energy impact during plasma cutting on structure and properties of surface layers of aluminum and titanium alloys. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 216–231. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-216-231. (In Russian).

#### \* Corresponding author

Rubtsov Valery E., Leading researcher

Institute of Strength Physics and Materials Science

of the Siberian Branch of the RAS,

2/4, pr. Akademicheskii,

Tomsk, 634055, Russian Federation

Tel.: +7 (382) 228-68-63, e-mail: [rvy@ispms.ru](mailto:rvy@ispms.ru)

## References

1. Murua J., Ibañez I., Dianova A., Domínguez-Meister S., Larrañaga O., Larrañaga A., Braceras I. Tribological and electric contact resistance properties of pulsed plasma duplex treatments on a low alloy steel. *Surface and Coatings Technology*, 2016, vol. 454, p. 129155. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.129155.
2. Kolubaev A.V., Sizova O.V., Denisova Yu.A., Leonov A.A., Teryukalova N.V., Novitskaya O.S., Byeli A.V. Structure and properties of CrN/TiN multilayer coatings produced by cathodic arc plasma deposition on copper and beryllium-copper alloy. *Physical Mesomechanics*, 2022, vol. 25 (4), pp. 306–317. DOI: 10.1134/S102995992204004X.
3. Wang L., Zhang F., Ma H., He S., Yin F. Microstructure evolution and mechanical properties of plasma sprayed AlCoCrFeNi<sub>2,1</sub> eutectic high-entropy alloy coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2023, vol. 471, p. 129924. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2023.129924.
4. Akkurt A. The effect of cutting process on surface microstructure and hardness of pure and Al 6061 aluminium alloy. *Engineering Science and Technology, an International Journal*, 2015, vol. 18 (3), pp. 303–308. DOI: 10.1016/j.jestch.2014.07.004.
5. Ilii S.M., Coteată M. Plasma arc cutting cost. *International Journal of Material Forming*, 2009, vol. 2 (1), pp. 689–692. DOI: 10.1007/s12289-009-0588-4.
6. Bini R., Colosimo B.M., Kutlu A.E., Monno M. Experimental study of the features of the kerf generated by a 200A high tolerance plasma arc cutting system. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 196 (1–3), pp. 345–355. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.05.061.
7. Patel P., Nakum B., Abhishek K., Rakesh Kumar V., Kumar A. Optimization of surface roughness in plasma arc cutting of AISID2 steel using TLBO. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5, iss. 9 (3), pp. 18927–18932. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.06.242.
8. Hoult A.P., Pashby I.R., Chan K. Fine plasma cutting of advanced aerospace materials. *Journal of Materials Processing Technology*, 1995, vol. 48 (1–4), pp. 825–831. DOI: 10.1016/0924-0136(94)01727-I.
9. Nandan Sharma D., Ram Kumar J. Optimization of dross formation rate in plasma arc cutting process by response surface method. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 32 (3), pp. 354–357. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.01.605.
10. Gariboldi E., Previtali B. High tolerance plasma arc cutting of commercially pure titanium. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, vol. 160 (1), pp. 77–89. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.04.366.
11. Gostimirović M., Rodić D., Sekulić M., Aleksić A. An experimental analysis of cutting quality in plasma arc machining. *Advanced Technologies & Materials*, 2020, vol. 45 (1), pp. 1–8. DOI: 10.24867/ATM-2020-1-001.
12. Cinar Z., Asmael M., Zeeshan Q. Developments in plasma arc cutting (PAC) of steel alloys: A review. *Jurnal Kejuruteraan*, 2018, vol. 30 (1), pp. 7–16. DOI: 10.17576/jkukm-2018-30(1)-02.
13. Kudrna L., Fries J., Merta M. Influences on plasma cutting quality on CNC machine. *Multidisciplinary Aspects of Production Engineering*, 2019, vol. 2 (1), pp. 108–117. DOI: 10.2478/mape-2019-0011.
14. Anakhov S.V., Guzanov B.N., Matushkin A.V., Pugacheva N.B., Pykin Y.A. Vliyanie konstruktivnykh osobennostei plazmotrona na kachestvo reza pri pretsizionnoi vozdušno-plazmennoi razdelke metalla [Influence of plasma torch design on cutting quality during precision air-plasma cutting of metal]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2020, vol. 63 (2), pp. 155–162. DOI: 10.17073/0368-0797-2020-2-155-162.
15. Peko I., Marić D., Nedić B., Samardžić I. Modeling and optimization of cut quality responses in plasma jet cutting of aluminium alloy EN AW-5083. *Materials*, 2021, vol. 14 (19), p. 5559. DOI: 10.3390/ma14195559.
16. Salonitis K., Vatousianos S. Experimental investigation of the plasma arc cutting process. *Procedia CIRP*, 2012, vol. 3, pp. 287–292. DOI: 10.1016/j.procir.2012.07.050.
17. Suresh A., Diwakar G. Optimization of process parameters in plasma arc cutting for TWIP steel plates. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 38 (5), pp. 2417–2424. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.07.383.
18. Rubtsov V.E., Panfilov A.O., Knyazhev E.O., Nikolaeva A.V., Cheremnov A.M., Gusarova A.V., Beloborodov V.A., Chumaevskii A.V., Ivanov A.N. Obrabotka metodiki plazmennoi rezki medi marki M1, alyuminievogo splava D16T i titanovogo splava OT4-1 s ispol'zovaniem plazmotrona s obratnoi polyarnost'yu [Development of plasma cutting technique for C1220 copper, AA2024 aluminum alloy, and Ti-1,5Al-1,0Mn



titanium alloy using a plasma torch with reverse polarity]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 33–52. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-33-52.

19. Matushkina I., Anakhov S., Pyckin Yu. Design of a new gas-dynamic stabilization system for a metal-cutting plasma torch. *Journal of Physics: Conference Series*, 2021, vol. 2094, p. 042075. DOI: 10.1088/1742-6596/2094/4/042075.

20. Shchitsyn V.Yu., Yazovskikh V.M. Effect of polarity on the heat input into the nozzle of a plasma torch. *Welding International*, 2002, vol. 16 (6), pp. 485–487. DOI: 10.1080/09507110209549563.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2023 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

НГТУ



НЭТИ

# Обработка металлов

## (технология • оборудование • инструменты)

 Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)


### Особенности формирования Ni-Cr покрытий, полученных диффузионным легированием из среды легкоплавких жидкометаллических растворов

Эдуард Бобылёв<sup>a, \*</sup>, Иван Стороженко<sup>b</sup>, Анастас Маторин<sup>c</sup>, Вячеслав Марченко<sup>d</sup>

Кубанский государственный технологический университет, ул. Московская, 2, г. Краснодар, 350072, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0001-7754-1807>, [ebobylev@mail.ru](mailto:ebobylev@mail.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-0900-9330>, [storojenko\\_armv@mail.ru](mailto:storojenko_armv@mail.ru);  
<sup>c</sup> <https://orcid.org/0009-0003-5405-8451>, [anastas\\_brsoyan@mail.ru](mailto:anastas_brsoyan@mail.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0002-3514-0201>, [mwsat79@gmail.com](mailto:mwsat79@gmail.com)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.793.5

#### История статьи:

Поступила: 08 августа 2023  
 Рецензирование: 22 августа 2023  
 Принята к печати: 19 октября 2023  
 Доступно онлайн: 15 декабря 2023

#### Ключевые слова:

Диффузия  
 Покрытие  
 Хром  
 Никель  
 Химико-термическая обработка  
 Сталь

#### Финансирование

Исследование выполнено при финансовой поддержке Кубанского научного фонда в рамках научно-инновационного проекта № НИП-20.1/22.17.

#### Благодарности

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнауки № 13.ЦКП.21.0034).

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Рассмотрены основные способы увеличения работоспособности изделий, изготовленных из конструкционных сталей. Приведено обоснование выбора Ni и Cr в качестве основных компонентов покрытия. Приведено описание технологии диффузионного легирования из среды легкоплавких жидкометаллических растворов (ДЛЛЖР). **Целью работы** является выявление особенностей формирования покрытий при одновременном диффузионном насыщении никелем и хромом конструкционных сталей по технологии ДЛЛЖР. **Методика исследований.** ДЛЛЖР подвергались цилиндрические образцы диаметром 20 мм, длиной 30 мм. Образцы были изготовлены из конструкционных сталей марок Ст3, 30ХГСН2А, 40Х и 40Х13. В качестве технологической среды при ДЛЛЖР (транспортный расплав) использовался эвтектический расплав свинец-литий, в который в заданном количестве вводились никель и хром. ДЛЛЖР проводилось при 1050 °С в течение 300 минут. Металлографические исследования выполнялись на микрошлифах, подготовленных по стандартной методике. Исследования по определению толщины покрытий и их структуры проводились на микротвердомере Dura Scan Falcon 500. Определение элементного состава покрытий выполнялось методом микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) на сканирующем электронном микроскопе Tescan Lyla 3 с системой PCMA Oxford Ultim MAX. **Результаты и обсуждение.** В результате исследований было выявлено, что при ДЛЛЖР происходит формирование диффузионных Ni-Cr покрытий. Проведение ДЛЛЖР на конструкционных углеродистых и низколегированных сталях приводит к формированию двухслойных покрытий: поверхностный карбидный слой и переходный твердорастворный. При этом содержание хрома в поверхностных слоях может достигать 80 % при содержании никеля 1,5 %. Максимальная концентрация никеля наблюдалась в переходном слое и составила 21 % на глубине 5 мкм на стали 30ХГСН2А и 13 % на глубине 4,5 мкм для стали 40Х. Проведение ДЛЛЖР на сталях, содержащих карбидообразующие элементы в значительном количестве или содержащих углерод в малом количестве, приводит к формированию однослойных покрытий на базе твердых растворов. При этом содержание никеля в покрытии достигает 40 %, содержание хрома для стали Ст3 составило 14,5 %, для стали 40Х13 – 9 %.

**Для цитирования:** Особенности формирования Ni-Cr покрытий, полученных диффузионным легированием из среды легкоплавких жидкометаллических растворов / Э.Э. Бобылёв, И.Д. Стороженко, А.А. Маторин, В.Д. Марченко // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 232–243. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-232-243.

## Введение

Развитие технологий формирования функциональных покрытий на поверхности металлических изделий является одной из ведущих научных и технических задач в современном машиностроении [1–5]. Состав и структура поверхностных слоев изделий определяют такие их свойства, как износостойкость, коррозионная

#### \*Адрес для переписки

Бобылёв Эдуард Эдуардович, к.т.н., доцент  
 Кубанский государственный технологический университет,  
 ул. Московская, 2,  
 350072, г. Краснодар, Россия  
 Тел: +7 (918) 975-8933; e-mail: ebobylev@mail.ru

стойкость, трещиностойкость, прочность и др. Особенно важным видится влияние поверхностных слоев на коррозионную стойкость изделий [6]. Благодаря использованию коррозионностойких покрытий становится возможным применение конструкционных углеродистых, низко- и среднелегированных сталей взамен высоколегированных в устройствах, работающих в агрессивных средах.

С точки зрения повышения коррозионной стойкости конструкционных материалов интерес представляют такие элементы, как Ni, Cr, Al, Ti, Cu и др. [7–9]. При этом современной тенденцией формирования функциональных покрытий является применение элементных композиций на основе двух, трех и более компонентов [10]. Из всего многообразия возможных элементных композиций стоит выделить композиции на основе никеля и хрома. Никель образует непрерывный ряд твердых растворов с железом. Никелевые покрытия достаточно часто используют в качестве коррозионностойких, жаропрочных и жаростойких покрытий. Хром, так же как и никель, образует непрерывный ряд твердых растворов с железом. Однако хром является карбидообразующим элементом, что позволяет рассматривать его как элемент для формирования не только коррозионностойких покрытий, но и износостойких. В связи с этим перспективным является формирование покрытий на основе композиции Ni-Cr.

Известно много способов формирования покрытий на основе никеля и хрома, а именно: CVD, PVD, газопламенное напыление, гальванические способы, химико-термическая обработка (ХТО) [11–15]. При этом стоит обратить внимание на технологии ХТО в связи со следующими технологическими возможностями: простота технологических методов, возможность покрывать изделия сложной формы, высокая степень совместимости покрытия и покрываемого материала, обеспечение плавного градиента концентрации и свойств от покрытия к покрываемому материалу [16, 17]. Одной из перспективных технологий, относящихся к ХТО, является технология диффузионного легирования из среды легкоплавких жидкометаллических растворов (ДЛЛЖР). Технология основана на явлении изотермического массопереноса элементов покрытия в среде легкоплавких металлов [18, 19].

Расплав легкоплавких металлов выполняет роль транспортной среды для подвода диффузанта к поверхности покрываемого изделия. При этом сами элементы расплава в покрываемый образец не диффундируют. Изотермический массоперенос элемента-диффузанта состоит из следующих элементарных процессов: растворение диффундирующих элементов в расплаве, их диффузия к покрываемому материалу в жидкой фазе, адсорбция на поверхности, диффузия в твердой фазе.

Исходя из проведенных ранее исследований, стоит отметить, что важным фактором, влияющим на формирование покрытия, является элементный состав покрываемых материалов. Микроструктура образцов оказывает меньшее влияние на процесс формирования ввиду того, что для технологии ДЛЛЖР характерны высокие температура (от 900 до 1100 °С) и длительность (от 60 до 600 минут), что обуславливает протекание фазовых превращений в образце, приводящих структуру к равновесному состоянию.

Необходимо отметить, что формирование покрытий на основе двухкомпонентного диффузионного насыщения никелем и хромом по технологии ДЛЛЖР изучено недостаточно. Из ранее проведенных исследований известно, что покрытие было получено на таких материалах, как АРМКО-железо, сталь 10, Х6ВФ, 12Х18Н10Т [20, 21].

**Целью** данной работы является выявление особенностей формирования покрытий при одновременном диффузионном насыщении никелем и хромом конструкционных сталей по технологии ДЛЛЖР.

#### **Задачи исследования:**

- 1) выявить влияние элементного состава сталей на структуру поверхностных слоев покрываемого образца после ДЛЛЖР;
- 2) выявить влияние элементного состава сталей на микротвердость получаемых покрытий;
- 3) выявить влияние элементного состава сталей на концентрационное распределение элементов покрытия.

#### **Методика**

ДЛЛЖР подвергались цилиндрические образцы диаметром 20 мм длиной 30 мм из сталей марок Ст3, 40Х, 40Х13, 30ХГСН2А. Состав сталей приведен в таблице.

**Элементный состав образцов**  
**Elemental composition of specimens**

Марка стали	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu
Ст3	0,14–0,22	0,15–0,3	0,4–0,65	до 0,3	до 0,05	до 0,04	до 0,3	до 0,3
40X	0,36–0,44	0,17–0,37	0,5–0,8	до 0,3	до 0,035	до 0,035	0,8–1,1	до 0,3
40X13	0,35–0,44	до 0,6	до 0,6	до 0,6	до 0,025	до 0,03	12–14	–
30XГСН2А	0,27–0,34	0,9–1,2	1–1,3	1,4–1,8	до 0,025	до 0,025	0,9–1,2	до 0,3

Выбор данных сталей обусловлен возможностью выявления влияния углерода и других легирующих элементов (в частности, хрома и никеля) на процесс ДЛЛЖР.

ДЛЛЖР проводилось в разработанной нами установке в расплаве эвтектики Pb-Li, в которую добавлялся порошок хрома в количестве 5 масс.% и порошок никеля в количестве 10 масс.% [20]. Покрываемые изделия выдерживались 480 минут в расплаве при температуре 1050 °С в изотермическом режиме, при этом над поверхностью ванны находился аргон.

После ДЛЛЖР поверхность образцов очищали от остатков расплава травлением в смеси уксусной кислоты и перекиси водорода.

Состав диффузионных покрытий исследовали методом рентгеноспектрального микроанализа. При этом использовался растровый электронный микроскоп JEOL JSM-7500F, оснащенный рентгеновским спектрометром INCA x-sight (Oxford Instruments Analytical).

Для выявления травления образцов из стали Ст3, 40X применялся 4%-й раствор азотной кислоты в этиловом спирте, из сталей 40X13, 30XГСН2А – реактив Гречко.

Определение микротвердости осуществлялось на электронном твердомере Dura Scan Falcon 500. Измерение микротвердости покрытий, а также переходных слоев и основного материала проводилось при нагрузке 10 грамм (ГОСТ 9450).

### Результаты и их обсуждение

В результате исследований было выявлено, что ДЛЛЖР никелем и хромом приводит к формированию диффузионных покрытий на поверхности всех исследуемых материалов. На рис. 1 представлены микрофотографии образцов.

В результате исследований было выявлено, что на поверхности всех исследуемых образ-

цов при ДЛЛЖР сформировались диффузионные покрытия, при этом покрытие состоит из поверхностного слоя и переходной зоны. Переходная зона характеризуется отличными как от покрытия, так и от покрываемого материала элементарным составом, структурой и микротвердостью (рис. 1–3). Однако структура и элементный состав этих покрытий были различны и определялись элементарным составом покрываемой стали. Так, на поверхности сталей 40X и 30XГСН2А происходит формирование карбидного слоя, что подтверждается результатами измерения микротвердости и результатами микро-рентгеноспектрального анализа (рис. 2, 3). При этом карбидные зерна ориентированы перпендикулярно поверхности образца (рис. 1, а, з). На сталях Ст3 и 40X13 формирования карбидного слоя не происходило. Формирование карбидного слоя связано с тем, что углерод, содержащийся в сталях, диффундирует к хрому, являющемуся сильным карбидообразующим элементом. При этом углерода, содержащегося в стали Ст3, оказалось недостаточно для формирования карбидного слоя. В случае со сталью 40X13 отсутствие карбидного слоя объясняется тем, что в данной стали углерод связан в карбиды хрома, – это не позволяет ему активно диффундировать к поверхности образца, как в случае формирования покрытия на стали 40X. Результаты измерения микротвердости представлены на рис. 2.

Для выявления особенностей формирования и строения покрытий образцы были подвергнуты микро-рентгеноспектральному анализу. Результаты представлены на рис. 3.

Из представленных выше результатов микро-рентгеноспектрального анализа выявлено, что элементный состав покрываемых материалов оказывал значительное влияние на концентрационное распределение элементов в поверхностных слоях изделий, подвергаемых ДЛЛЖР.

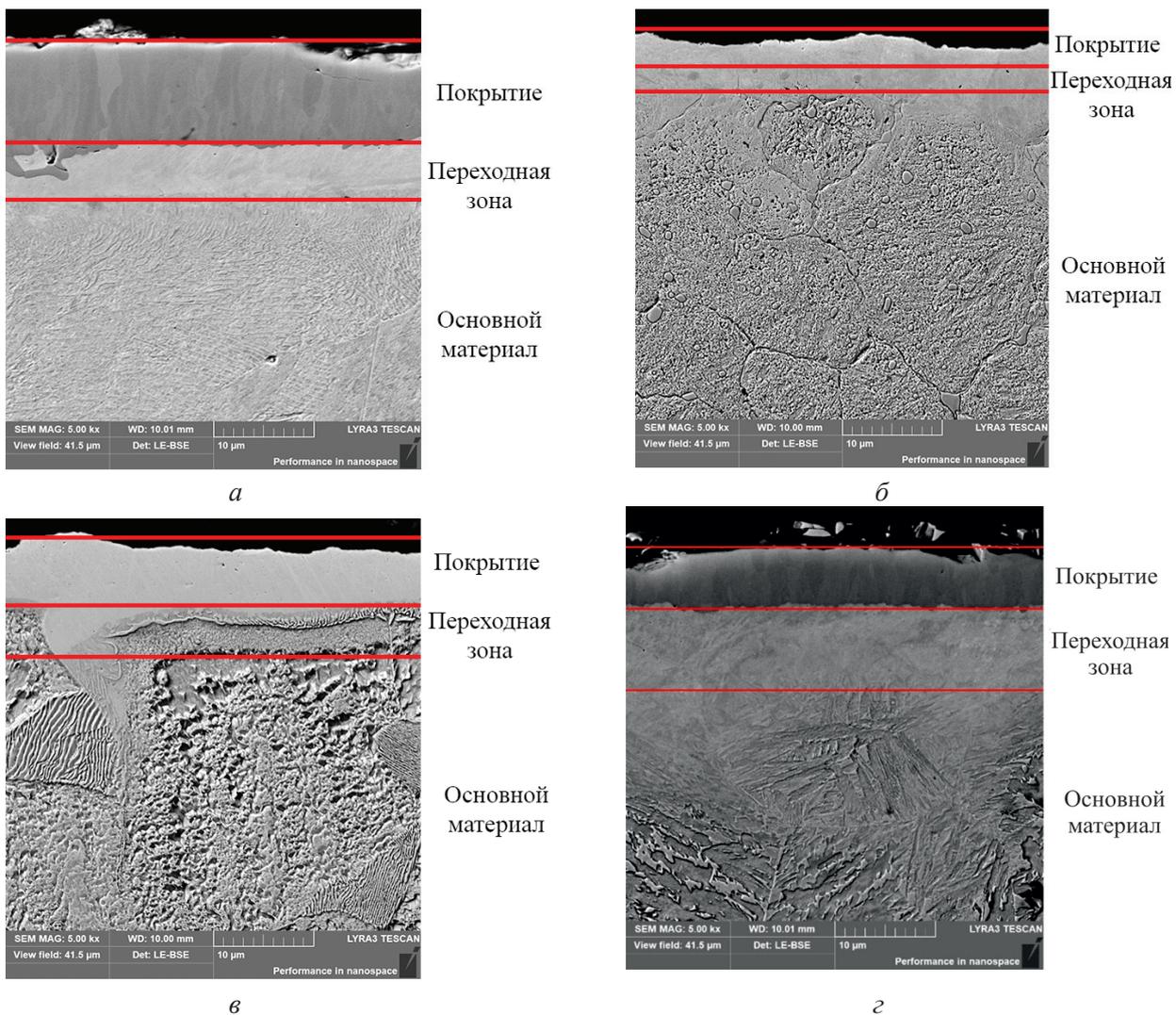


Рис. 1. Результаты ДЛЛЖР на сталях:  
 а – 40Х; б – 40Х13; в – Ст3; г – 30ХГСН2А

Fig. 1. DALMMS results on steel:  
 40Cr (a); 40Cr13 (б); St3 (в); 30CrMnSiNi2 (г)

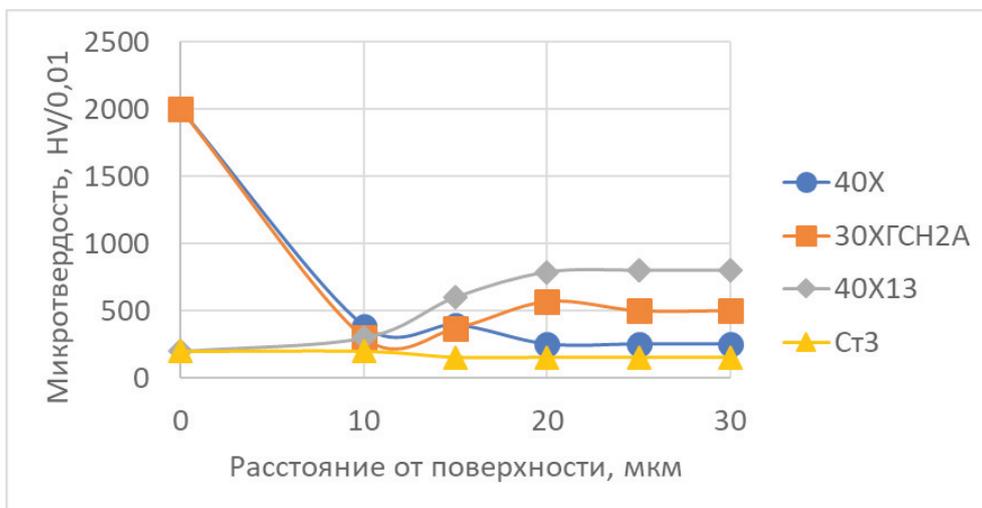


Рис. 2. Микротвердость образцов после ДЛЛЖР  
 Fig. 2. Microhardness of specimens after DALMMS

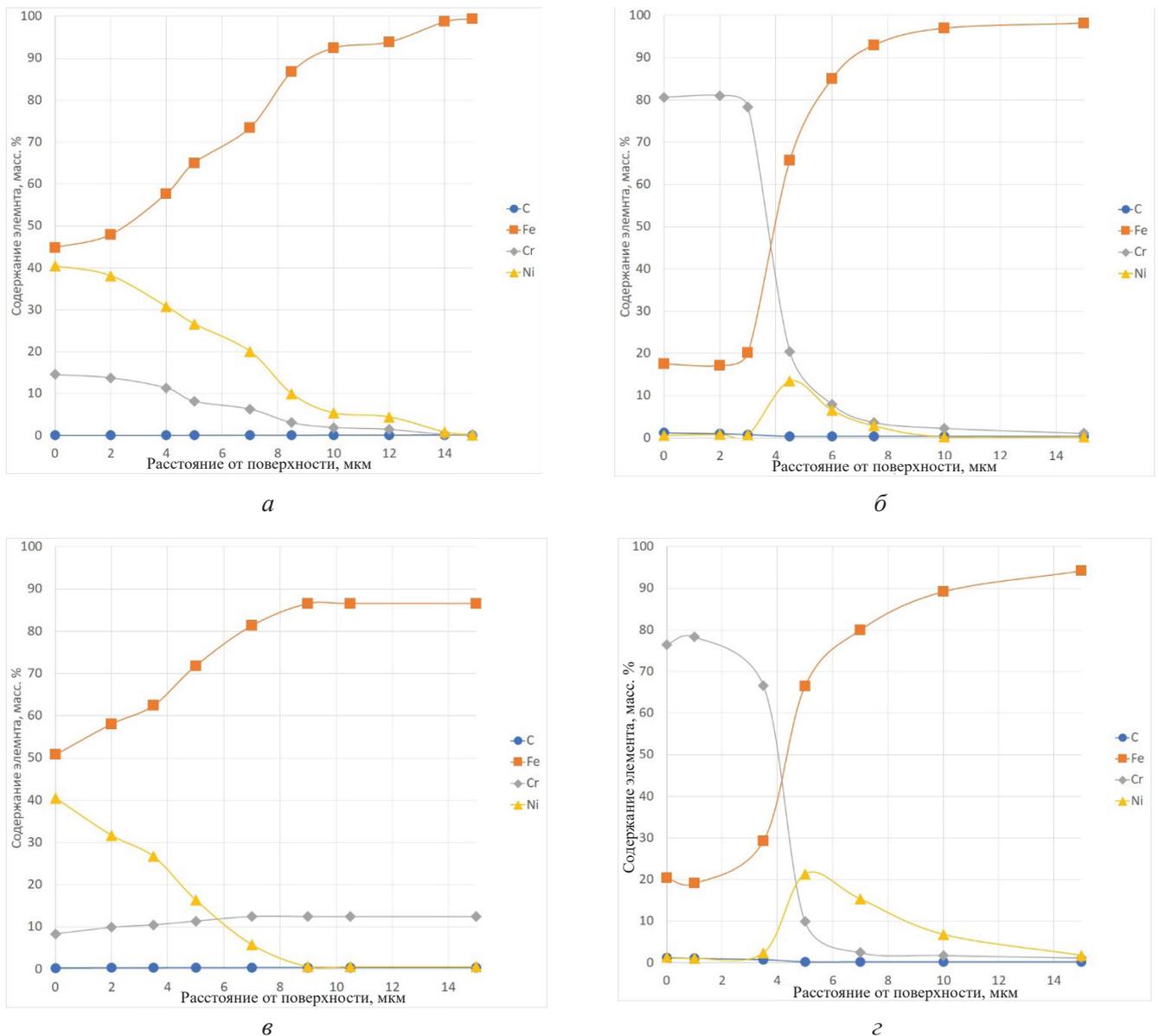


Рис. 3. Результаты микрорентгеноспектрального анализа образцов после нанесения покрытия:  
 а – Ст3; б – 40Х; в – 40Х13; г – 30ХГСН2А

Fig. 3. X-ray microanalysis results after DALMMS:  
 40Cr (a); 40Cr13 (б); St3 (в); 30CrMnSiNi2 (г)

С точки зрения элементного состава покрытия на сталях 40X и 30XГСН2А можно рассматривать состоящими из двух слоев: поверхностного слоя, обогащенного хромом, и промежуточного слоя, обогащенного никелем. Так, содержание хрома в поверхностном слое покрытия на стали 40X составило 80 %, на стали 30XГСН2А содержание хрома составило 78 %. Стоит также отметить характер распределения хрома по покрытию. На сталях 40X и 30XГСН2А наблюдается резкое снижение концентрации хрома при переходе от поверхностного слоя к слою, обогащенному никелем. Так, на глубине 5 мкм

для стали 40X концентрация хрома снижается с 80 до 15 %, для стали 30XГСН2А – с 78 до 10 %. Для стали 30XГСН2А глубина, на которой содержание хрома соответствует концентрации основы, составляет 10 мкм. Для стали 40X глубина диффузии хрома составила 15 мкм. При этом в поверхностном слое покрытий на данных сталях содержание никеля было достаточно невелико: 1,5 % для стали 30XГСН2А и 0,5 % для стали 40X. Максимальная концентрация никеля была выявлена на расстоянии 5 мкм от поверхности и составила 21 % для стали 30XГСН2А и 13 % для стали 40X.

В покрытиях, формирующихся на сталях Ст3 и 40Х13, содержание хрома было значительно ниже. Так, на стали Ст3 содержание хрома составило 15 %, на стали 40Х13 – 9 %. При этом изменение концентрации хрома происходило более плавно, чем на сталях 40Х и 30ХГСН2А. В покрытиях на сталях Ст3 и 40Х13 также было выявлено более высокое содержание никеля: на сталях Ст3 и 40Х13 содержание никеля на поверхности составило 40 %. Глубина диффузии никеля и хрома на стали Ст3 составила 14 мкм, на стали 40Х13 – 9 мкм. При этом на стали 40Х13 содержание хрома в покрытии составило 9 %. Концентрация хрома, соответствующая концентрации материала без покрытия, выявлялась на глубине 7 мкм. На стали Ст3 максимальная концентрация хрома составила 14,5 %. Концентрация хрома, соответствующая концентрации материала без покрытия, выявлялась на глубине 15 мкм.

Проанализировав данные микрорентгено-спектрального анализа, можно сделать вывод, что одним из основных факторов, влияющих на концентрационное распределение элементов в покрытии, их структуру и микротвердость, является элементный состав покрываемого материала, в особенности содержание углерода. Стали 40Х и 30ХГСН2А содержат достаточно большое количество углерода, при этом содержание хрома составляет около 1 %. Таким образом, большая часть углерода в данных сталях находится в виде цементита. Диффундирующий в процессе ДЛЛЖР хром образует на поверхности покрываемого материала собственные карбиды ввиду большего сродства к углероду, чем железо. Этот фактор обуславливает более интенсивную диффузию хрома в материалы, элементно-фазовый состав которых позволяет образовывать карбиды хрома. При этом под карбидным слоем образуется слой с повышенной концентрацией никеля. Формирование этого слоя обусловлено низкой взаимной растворимостью никеля и карбидов. Стоит также отметить, что на сталях Ст3 и 40Х13 формирование карбидного слоя не происходило. На стали Ст3 отсутствие карбидного слоя объясняется недостаточным содержанием углерода для его образования. На стали 40Х13 ввиду большого содержания хрома отсутствие карбидного слоя объясняется тем, что эта сталь содержит в своем составе карбид (Сr,

Fe)<sub>23</sub>С<sub>6</sub>: это не позволяет углероду активно диффундировать к хром, полученному при ДЛЛЖР, и тем самым формировать карбидный слой. Так, при сравнении содержание хрома в покрытиях на стали 40Х и 40Х13 было выявлено различие значений концентраций в 8,8 раза, что говорит о значительном влиянии процентного содержания углерода и хрома в стали. В случае, когда углерод связан в карбиды элементов, обладающих меньшим сродством к углероду, чем хром, происходит диффузия углерода к хром, полученному при ДЛЛЖР, и формирование карбидов на основе хрома.

Распределение никеля в покрытиях также имело свои особенности. На образцах, имеющих на поверхности карбидный слой, никель оттеснялся в зону под этим слоем. Например, на образце из стали 30ХГСН2А максимальная концентрация никеля наблюдалась на глубине 5 мкм и составила 21 %, при этом содержание никеля в карбидном слое составило 1,5 % (рис. 3). Малое содержание никеля в карбидном слое объясняется низкой взаимной растворимостью никеля и карбидов хрома. Аналогичный слой, обогащенный никелем, наблюдался и на стали 40Х. Максимальная концентрация никеля составила 13 % на глубине 4,5 мкм. Далее концентрация никеля плавно падала до концентрации, характерной для материала без покрытия. На сталях Ст3 и 40Х13 концентрация никеля была значительно выше и составляла 40 % на поверхности образца. Далее концентрация плавно снижалась до значений концентрации, характерных для материала без покрытия.

Полученные данные о структуре покрытий хорошо согласуются с уже известными результатами диффузионного насыщения никелем и хромом по технологии ДЛЛЖР таких материалов, как АРМКО-железо, сталь 10 и Х6ВФ [21]. Таким образом, при формировании покрытий на сталях 40Х, 30ХГСН2А с точки зрения элементного состава и структуры покрытия состоят из нескольких функциональных слоев: поверхностного карбидного и переходного. При этом слои имеют четкую границу раздела. Для сталей 40Х13 и Ст3 формируется однослойное покрытие. На рис. 4 представлены ЭДС-изображения сталей 40Х и Ст3, характеризующие элементный состав диффузионных покрытий.

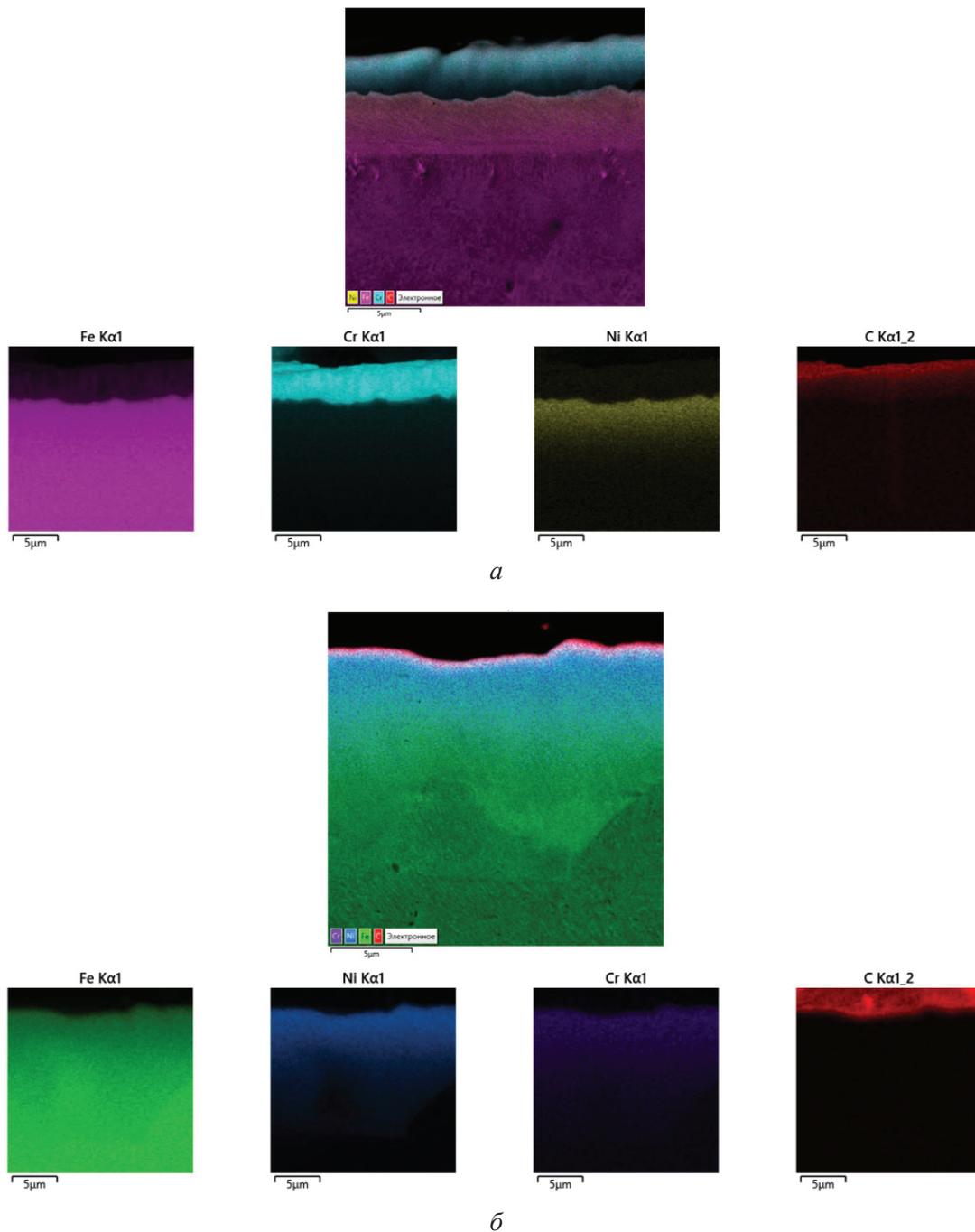


Рис. 4. ЭДС-изображения диффузионных покрытий на сталях:  
 а – 40Х; б – Ст3

Fig. 4. EDS of diffusion coatings on steels:  
 40Cr (a); St3 (б)

Представленные изображения показывают распределение элементов в покрытии и между диффузионными слоями. Так, у образца из стали 40Х, имеющего Ni-Cr покрытие, поверхностный слой состоит из карбидных зерен, вытянутых в направлении диффузии; переходный слой представляет собой твердый раствор Fe(Ni,Cr) (рис. 4, а). Покрытие на образце, изготовленном

из стали Ст3, формируется на базе твердых растворов системы Fe(Ni,Cr) (рис. 4, б).

Таким образом, было выявлено, что формирование Ni-Cr покрытий, полученных по технологии ДЛЛЖР, при условии постоянства технологических режимов в значительной мере зависит не только от элементного состава покрываемых материалов, но и от их фазового состава.

## Выводы

1. Установлено, что при ДЛЛЖР конструкционных сталей никелем и хромом происходит формирование диффузионных покрытий общей толщиной до 15 мкм.

2. Проведение ДЛЛЖР на углеродистых и низколегированных сталях приводит к формированию двухслойных покрытий, состоящих из поверхностного карбидного слоя и переходного твердорастворного. При этом содержание хрома в поверхностных слоях достигает 80 % при содержании никеля 1,5 %. Максимальная концентрация никеля наблюдается в переходном слое и составляет 21 % на глубине 5 мкм на стали 30ХГСН2А и 13 % на глубине 4,5 мкм для стали 40Х.

3. Проведение ДЛЛЖР на сталях, содержащих карбидообразующие элементы или содержащих углерод в малом количестве, приводит к формированию однослойных покрытий на базе твердых растворов. При этом содержание никеля в покрытии достигает 40 %; содержание хрома для стали Ст3 составляет 14,5 %, для стали 40Х13 – 9%.

4. Толщина покрытий, их элементный состав, структура и микротвердость зависят от элементно-фазового состава покрываемого материала. Максимальная толщина покрытия достигается при условии формирования однослойных покрытий. Максимальная микротвердость покрытий достигается при условии формирования поверхностного карбидного слоя и составляет 20 000 МПа.

## Список литературы

1. Corrosion resistance of laser melting deposited Cu-bearing 316L stainless steel coating in 0.5 M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution / H. Zhao, Y. Ding, J. Li, G. Wei, M. Zhang // *Materials Chemistry and Physics*. – 2022. – Vol. 291. – P. 126572. – DOI: 10.1016/j.matchemphys.2022.126572.

2. Development of superhydrophobic and corrosion resistant coatings on carbon steel by hydrothermal treatment and fluoroalkyl silane self-assembly / H.-Q. Fan, P. Lu, X. Zhu, Y. Behnamian, Q. Li // *Materials Chemistry and Physics*. – 2022. – Vol. 290. – P. 126569. – DOI: 10.1016/j.matchemphys.2022.126569.

3. Microstructure and properties of Cr-AlN composite coating prepared by pack-cementation on the surface of Al-containing ODS steel / X. Hou, H. Wang, Q. Yang, Y. Chen, L. Chai, B. Song, N. Guo, S. Guo, Z. Yao // *Surface and Coatings Technology*. – 2022. – Vol. 447. – P. 128842. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.128842.

4. Singh V., Singla A.K., Bansal A. Impact of HVOF sprayed Vanadium Carbide (VC) based novel coatings on slurry erosion behaviour of hydro-machinery SS316 steel // *Tribology International*. – 2022. – Vol. 176. – P. 107874. – DOI: 10.1016/j.triboint.2022.107874.

5. HVOF sprayed Ni–Mo coatings improved by annealing treatment: microstructure characterization, corrosion resistance to HCl and corrosion mechanisms / K. Yang, C. Chen, G. Xu, Z. Jiang, S. Zhang, X. Liu // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2022. – Vol. 19. – P. 1906–1921. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.05.181.

6. Effect of surface conditions on the localized corrosion of copper tubes / S.-J. Ko, Y.-H. Lee, K.-S. Nam, E.-H. Park, J.-G. Kim // *Materials Chemistry and Physics*. – 2023. – Vol. 302. – P. 127747. – DOI: 10.1016/j.matchemphys.2023.127747.

7. Enhanced corrosion and wear resistance of gradient graphene-CrC nanocomposite coating on stainless steel / M. Zhang, X. Shi, Z. Li, H. Xu // *Carbon*. – 2021. – Vol. 174. – P. 693–709. – DOI: 10.1016/j.carbon.2020.12.007.

8. A comparative study of the microstructure and corrosion resistance of Fe-based/B<sub>4</sub>C composite coatings with Ni-added or Cu-added by vacuum cladding / H. Yu, Z. Luo, X. Zhang, Y. Feng, G. Xie // *Materials Letters*. – 2023. – Vol. 335. – P. 133730. – DOI: 10.1016/j.matlet.2022.133730.

9. Li R., Cheng C., Pu J. NaCl-induced hot-corrosion behavior of TiAlN single-layer and TiAlN/Ti multilayer coatings at 500°C // *Materials Today Communications*. – 2022. – Vol. 33. – P. 104421. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2022.104421.

10. Nóvoa X.R., Pérez C. The use of smart coatings for metal corrosion control // *Current Opinion in Electrochemistry*. – 2023. – Vol. 40. – P. 101324. – DOI: 10.1016/j.coelec.2023.101324.

11. Oxidation behavior and Cr-Zr diffusion of Cr coatings prepared by atmospheric plasma spraying on zircaloy-4 cladding in steam at 1300 °C / Q. Li, P. Song, R. Zhang, Z. Li, Y. Wang, P. Du, J. Lu // *Corrosion Science*. – 2022. – Vol. 203. – P. 110378. – DOI: 10.1016/j.corsci.2022.110378.

12. Sahu J.N., Sasikumar C. Development of hard and wear resistant surface coating on Ni-Cr-Mo steel by surface mechano-chemical carburization treatment (SMCT) // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2019. – Vol. 263. – P. 285–295. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.08.027.

13. Mechanical and tribological properties of anodic Al coatings as a function of anodizing conditions / E. Dervishi, M. McBride, R. Edwards, M. Gutierrez, N. Li, R. Buntyn, D.E. Hooks // *Surface and Coatings Technology*. – 2022. – Vol. 444. – P. 128652. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.128652.

14. *Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н.* Химико-термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.

15. Improving the corrosion resistance of ferritic-martensitic steels at 600 °C in molten solar salt via diffusion coatings / T.M. Meißner, C. Oskay, A. Bonk, B. Grégoire, A. Donchev, A. Solimani, M.C. Galetz // *Solar Energy Materials and Solar Cells*. – 2021. – Vol. 227. – P. 111105. – DOI: 10.1016/j.solmat.2021.111105.

16. Application of chemical-thermal treatment for hardening of sprayed with supersonic coatings / S. Nurakov, M. Belotserkovsky, T. Suleimenov, K. Aitlessov // *Procedia Computer Science*. – 2019. – Vol. 149. – P. 360–364. – DOI: 10.1016/j.procs.2019.01.149.

17. *Liu Y.D., Li W.* Inhibiting effect of Ni/Re diffusion barrier on the interdiffusion between Ni-based coating and titanium alloys // *Materials Today Communications*. – 2023. – Vol. 35. – P. 106192. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2023.106192.

18. *Соколов А.Г., Бобылев Э.Э.* Кинетика формирования покрытий на базе карбида титана, нанесенных по технологии диффузионной металлизации из среды легкоплавких жидкометаллических раство-

ров, на сплавах типа ТК и ВК // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2016. – № 2 (71). – С. 59–69. – DOI: 10.17212/1994-6309-2016-2-59-69.

19. *Соколов А.Г., Бобылев Э.Э.* Повышение износостойкости изделий из аустенитных сталей путем совмещения технологий цементации и диффузионного легирования в среде легкоплавких жидкометаллических расплавов // *Журнал Сибирского федерального университета. Техника и технологии*. – 2020. – Т. 13 (4). – С. 502–511. – DOI: 10.17516/1999-494X-0241.

20. *Sokolov A.G., Bobylev E.E., Storozhenko I.D.* Formation of diffusion coatings based on nickel and chromium in the medium of fusible liquid metal solutions on austenitic steels // *Solid State Phenomena*. – 2021. – Vol. 316. – P. 851–856.

21. *Соколов А.Г.* Разработка теоретических и технологических основ повышения стойкости режущего и штампового инструмента за счет диффузионной металлизации из среды легкоплавких жидкометаллических растворов: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.09. – Краснодар, 2008. – 384 с.

## Конфликт интересов

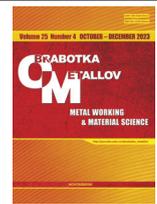
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2023 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Features of the formation of Ni-Cr coatings obtained by diffusion alloying from low-melting liquid metal solutions

Eduard Bobylev<sup>a,\*</sup>, Ivan Storozhenko<sup>b</sup>, Anastas Matorin<sup>c</sup>, Viacheslav Marchenko<sup>d</sup>

Kuban State Technological University, 2 Moskovskaya st., Krasnodar, 350072, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-7754-1807>,  [ebobylev@mail.ru](mailto:ebobylev@mail.ru); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-0900-9330>,  [storozhenko\\_armv@mail.ru](mailto:storozhenko_armv@mail.ru);

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0009-0003-5405-8451>,  [anastas\\_brsoyan@mail.ru](mailto:anastas_brsoyan@mail.ru); <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-3514-0201>,  [mwsat79@gmail.com](mailto:mwsat79@gmail.com)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 08 August 2023

Revised: 22 August 2023

Accepted: 19 October 2023

Available online: 15 December 2023

#### Keywords:

Diffusion

Coating

Chromium

Nickel

Thermochemical treatment

Steel

#### Funding

The research was carried out with the financial support of the Kuban Scientific Foundation within the framework of the scientific and innovative project No. NIP-20.1/22.17.

#### Acknowledgements

Research was partially conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials".

### ABSTRACT

**Introduction.** The main ways to increase steel parts properties are considered. The rationale for choosing *Ni* and *Cr* as the main components of the coating is given. The technology of diffusion alloying from low-melting liquid metal solutions (*DALMMS*) is given. **The purpose of this work** is to identify the features of the coatings formation with simultaneous diffusion saturation of nickel and chromium structural steels using the *DALMMS* technology. **Methodology.** Cylindrical specimens with a diameter of 20 mm and a length of 30 mm were subjected to *DALMMS*. The specimens were manufactured of the following structural steels: carbon steel *St3*, alloyed carbon steels *40Cr*, *40Cr13*, and extrafine steel *30CrMnSiNi2*. As a technological medium with *DALMMS* (transport melt), a *Pb-Li* eutectic melt with the specified content of *Ni* and *Cr* was used. Metallographic studies were carried out on microsections prepared according to the standard methodology. Studies to determine the thickness of coatings and its structure were carried out on the *Dura Scan Falcon 500* microhardness tester. The elemental composition of the coatings was determined by the method of X-ray microanalysis on a *Tescan Lyra 3* scanning electron microscope with the *Oxford Ultim MAX PCMA* system. **Results and discuss.** It is revealed that the formation of diffusive *Ni-Cr* coatings occurs with *DALMMS*. With *DALMMS* of structural steels contained carbon in cementite form two-layers coatings are formed: surface carbide layer and transition solid-soluble one. At the same time, the chromium content in the surface layers reaches 80 % with a nickel content of 1.5 %. The maximum *Ni* concentration is observed in the transition layer and amounts to 21 % at a depth of 5 μm on steel *30CrMnSiNi2* and 13 % at a depth of 4.5 μm for steel *40Cr*. Carrying out the *DALMMS* on steels containing carbon in the form of chromium carbides, or containing carbon in small amounts, leads to the formation of single-layer coatings based on solid solutions. The *Ni* content in the coating reaches 40 %, the chromium content for steel *St3* is 14.5 %; for steel *40Cr13* it was 9 %.

**For citation:** Bobylev E.E., Storozhenko I.D., Matorin A.A., Marchenko V.D. Features of the formation of Ni-Cr coatings obtained by diffusion alloying from low-melting liquid metal solutions. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 232–243. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-232-243. (In Russian).

### References

1. Zhao H., Ding Y., Li J., Wei G., Zhang M. Corrosion resistance of laser melting deposited Cu-bearing 316L stainless steel coating in 0.5 M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> solution. *Materials Chemistry and Physics*, 2022, vol. 291, p. 126572. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2022.126572.
2. Fan H.-Q., Lu P., Zhu X., Behnamian Y., Li Q. Development of superhydrophobic and corrosion resistant coatings on carbon steel by hydrothermal treatment and fluoroalkyl silane self-assembly. *Materials Chemistry and Physics*, 2022, vol. 290, p. 126569. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2022.126569.

#### \* Corresponding author

Bobylev Eduard Ed., Ph.D. (Engineering), Associate Professor  
 Kuban State Technological University,  
 2 Moskovskaya st.,  
 350072, Krasnodar, Russian Federation  
 Tel.: +7 (918) 975-8933; e-mail: [ebobylev@mail.ru](mailto:ebobylev@mail.ru)

3. Hou X., Wang H., Yang Q., Chen Y., Chai L., Song B., Guo N., Guo S., Yao Z. Microstructure and properties of Cr-AlN composite coating prepared by pack-cementation on the surface of Al-containing ODS steel. *Surface and Coatings Technology*, 2022, vol. 447, p. 128842. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.128842.
4. Singh V., Singla A.K., Bansal A. Impact of HVOF sprayed Vanadium Carbide (VC) based novel coatings on slurry erosion behaviour of hydro-machinery SS316 steel. *Tribology International*, 2022, vol. 176, p. 107874. DOI: 10.1016/j.triboint.2022.107874.
5. Yang K., Chen C., Xu G., Jiang Z., Zhang S., Liu X. HVOF sprayed Ni–Mo coatings improved by annealing treatment: microstructure characterization, corrosion resistance to HCl and corrosion mechanisms. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 19, pp. 1906–1921. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.05.181.
6. Ko S.-J., Lee Y.-H., Nam K.-S., Park E.-H., Kim J.-G. Effect of surface conditions on the localized corrosion of copper tubes. *Materials Chemistry and Physics*, 2023, vol. 302, p. 127747. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2023.127747.
7. Zhang M., Shi X., Li Z., Xu H. Enhanced corrosion and wear resistance of gradient graphene-CrC nanocomposite coating on stainless steel. *Carbon*, 2021, vol. 174, pp. 693–709. DOI: 10.1016/j.carbon.2020.12.007.
8. Yu H., Luo Z., Zhang X., Feng Y., Xie G. A comparative study of the microstructure and corrosion resistance of Fe-based/B<sub>4</sub>C composite coatings with Ni-added or Cu-added by vacuum cladding. *Materials Letters*, 2023, vol. 335, p. 133730. DOI: 10.1016/j.matlet.2022.133730.
9. Li R., Cheng C., Pu J. NaCl-induced hot-corrosion behavior of TiAlN single-layer and TiAlN/Ti multilayer coatings at 500°C. *Materials Today Communications*, 2022, vol. 33, p. 104421. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2022.104421.
10. Nóvoa X.R., Pérez C. The use of smart coatings for metal corrosion control. *Current Opinion in Electrochemistry*, 2023, vol. 40, p. 101324. DOI: 10.1016/j.coelec.2023.101324.
11. Li Q., Song P., Zhang R., Li Z., Wang Y., Du P., Lu J. Oxidation behavior and Cr-Zr diffusion of Cr coatings prepared by atmospheric plasma spraying on zircaloy-4 cladding in steam at 1300 °C. *Corrosion Science*, 2022, vol. 203, p. 110378. DOI: 10.1016/j.corsci.2022.110378.
12. Sahu J.N., Sasikumar C. Development of hard and wear resistant surface coating on Ni-Cr-Mo steel by surface mechano-chemical carburization treatment (SMCT). *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, vol. 263, pp. 285–295. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.08.027.
13. Dervishi E., McBride M., Edwards R., Gutierrez M., Li N., Buntyn R., Hooks D.E. Mechanical and tribological properties of anodic Al coatings as a function of anodizing conditions. *Surface and Coatings Technology*, 2022, vol. 444, p. 128652. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.128652.
14. Lakhtin Yu.M., Arzamasov B.N. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov* [Chemical and thermal treatment of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985. 256 p.
15. Meißner T.M., Oskay C., Bonk A., Grégoire B., Donchev A., Solimani A., Galetz M.C. Improving the corrosion resistance of ferritic-martensitic steels at 600 °C in molten solar salt via diffusion coatings. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 2021, vol. 227, p. 111105. DOI: 10.1016/j.solmat.2021.111105.
16. Nurakov S., Belotserkovsky M., Suleimenov T., Aitlessov K. Application of chemical-thermal treatment for hardening of sprayed with supersonic coatings. *Procedia Computer Science*, 2019, vol. 149, pp. 360–364. DOI: 10.1016/j.procs.2019.01.149.
17. Liu Y.D., Li W. Inhibiting effect of Ni/Re diffusion barrier on the interdiffusion between Ni-based coating and titanium alloys. *Materials Today Communications*, 2023, vol. 35, p. 106192. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2023.106192.
18. Sokolov A.G., Bobylyov E.E. Kinetika formirovaniya pokrytii na baze karbida titana, nanesennykh po tekhnologii diffuzionnoi metallizatsii iz sredy legkoplavkikh zhidkometallicheskich rastvorov, na splavakh tipa TK i VK [The kinetics of formation of coatings based on titanium carbide during diffusion metallization from the fusible liquid metal solutions, on the hard alloys]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2016, no. 2 (71), pp. 59–69. DOI: 10.17212/1994-6309-2016-2-59-69.
19. Sokolov A.G., Bobylyov E.E. Povyshenie iznosostoikosti izdelii iz austenitnykh stalei putem sovmeshcheniya tekhnologii tsementatsii i diffuzionnogo legirovaniya v srede legkoplavkikh zhidkometallicheskich rasplavov [Increase of durability of austenitic steel by overlap of carburization and diffusion saturation from liquid metal medium solutions technologies]. *Zhurnal Sibirskogo federal'nogo universiteta. Tekhnika i tekhnologii = Journal*



of Siberian Federal University. *Engineering & Technologies*, 2020, vol. 13 (4), pp. 502–511. DOI: 10.17516/1999-494X-0241.

20. Sokolov A.G., Bobylev E.E., Storozhenko I.D. Formation of diffusion coatings based on nickel and chromium in the medium of fusible liquid metal solutions on austenitic steels. *Solid State Phenomena*, 2021, vol. 316, pp. 851–856.

21. Sokolov A.G. *Razrabotka teoreticheskikh i tekhnologicheskikh osnov povysheniya stoikosti rezhushchego i shtampovogo instrumenta za schet diffuzionnoi metallizatsii iz sredy legkoplavkikh zhidkometallicheskih rastvorov*. Diss dokt. tekhn. nauk [Development of theoretical and technological bases for increasing the durability of cutting and stamping tools due to diffusion metallization from the medium of low-melting liquid metal solutions. Dr. tech. sci. diss.]. Krasnodar, 2008. 384 p.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2023 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Обработка металлов

## (технология • оборудование • инструменты)

 Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)


### Формирование и исследование свойств покрытий из металлического стекла FeWCrMoBC на стали 35

Александр Бурков <sup>a</sup>, Леонид Коневцов <sup>b, \*</sup>, Максим Дворник <sup>c</sup>, Сергей Николенко <sup>d</sup>, Мария Кулик <sup>e</sup>

Хабаровский Федеральный исследовательский центр Институт материаловедения ДВО РАН, ул. Тихоокеанская, 153, г. Хабаровск, 680042, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5636-4669>, burkovalex@mail.ru; <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-8820-6358>, konevts@narod.ru;  
<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1216-4438>, maxxxx80@mail.ru; <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0003-4474-5795>, nikola1960@mail.ru;  
<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4857-1887>, marijka80@mail.ru

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК: 621.9.048.4

#### История статьи:

Поступила: 01 сентября 2023  
 Рецензирование: 19 сентября 2023  
 Принята к печати: 19 октября 2023  
 Доступно онлайн: 15 декабря 2023

#### Ключевые слова:

Металлическое стекло  
 Покрытия  
 Электроискровое легирование  
 Жаростойкость  
 Смачиваемость  
 Коэффициент трения  
 Износостойкость

#### Финансирование

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-01108-23-01 (тема № 123020700174-7).

#### Благодарности

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнауки № 13.ЦКП.21.0034)

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Для получения покрытий из металлического стекла необходимо достижение высоких скоростей охлаждения расплава. Композиция FeWCrMoBC обладает высокой вязкостью расплава и достаточной стеклообразующей способностью для фиксации аморфного состояния при скоростях охлаждения, реализуемых методом электроискрового легирования с использованием кристаллического электрода. **Цель работы:** одностадийное осаждение аморфного покрытия методом электроискрового легирования с использованием кристаллического анода FeWCrMoBC, приготовленного методом литья, и исследование свойств модифицированной поверхности стали 35: смачиваемости, жаростойкости и трибологических свойств. **Методы и результаты.** Структура анода и покрытий исследовалась методом рентгенофазового анализа в CuK $\alpha$ -излучении на дифрактометре ДРОН-7. На рентгенограммах покрытий, в отличие от рентгенограмм материала анода, не наблюдались острые брэгговские рефлексы, а присутствовало широкое гало в диапазоне углов  $2\theta = 40 \dots 50^\circ$ , что указывает на их аморфную структуру. Испытание на циклическую жаростойкость проводилось при температуре 700 °C в течение 100 часов. Износостойкость и коэффициент трения образцов исследовались при сухом трении скольжения на скорости 0,47 м/с при нагрузке 25 Н относительно контртела из быстрорежущей стали Р6М5. Исследовано влияние скважности электрических импульсов на характер массопереноса (эрозия анода, привес катода, коэффициент массопереноса) при формировании покрытия. С уменьшением скважности разрядных импульсов до 9 раз эрозия анода увеличивалась до 5 раз, привес катода возрос до 2,2 раза. Максимальный коэффициент массопереноса достигался при наибольшей скважности импульсов. Наблюдалось повышение ряда свойств поверхности стали 35 после покрытия: твердость поверхности образцов после покрытия возросла в 2,3–2,6 раза; средняя толщина покрытий находилась в диапазоне 56–80,6 мкм; угол смачивания находился в диапазоне от 108,4 до 121,3°; коэффициент трения снизился в 1,2–1,4 раза; износостойкость возросла в 2–3,3 раза; окисляемость на воздухе снизилась до 14–18 раз. **Область применения и выводы.** Достигнутые более высокие свойства (твердость, износостойкость, жаростойкость, гидрофобность) исполнительных поверхностей деталей из стали 35 после нанесения предложенных покрытий могут быть использованы в различных отраслях машиностроительного производства. Результаты работы подтвердили возможность осаждения покрытий из металлического стекла методом электроискрового легирования с использованием анодного материала FeWCrMoBC на стали 35.

**Для цитирования:** Формирование и исследование свойств покрытий из металлического стекла FeWCrMoBC на стали 35 / А.А. Бурков, Л.А. Коневцов, М.И. Дворник, С.В. Николенко, М.А. Кулик // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 244–254. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-244-254.

## Введение

Структура металлических стекол (МС) в отличие от металлов аморфна, характеризуется наличием ближнего порядка и отсутствием дальнего порядка в расположении атомов, что характерно для атомной структуры переохлажденных расплавов. Благодаря этому объемные метал-

#### \*Адрес для переписки

Коневцов Леонид Алексеевич, к.т.н., с.н.с.  
 Хабаровский Федеральный исследовательский центр  
 Дальневосточного отделения Российской академии наук,  
 ул. Тихоокеанская, 153,  
 680042, г. Хабаровск, Россия.  
 Тел.: +7 (924) 105-97-46. E-mail: konevts@narod.ru

лические стекла обладают высокой эластичностью, сравнимой с полимерами, повышенными модулем Юнга [1–3], магнитными свойствами [4], каталитической активностью [5–7], устойчивостью к воздействию радиации и др. Производство объемных МС с толщиной более 10 мм на сегодня затруднительно из-за требования высокой скорости охлаждения материала. Поэтому перспективно наносить МС-покрытия для придания свойств исполнительным поверхностям массивных деталей.

МС и упрочняющие покрытия, сформированные из МС на основе железа, имеют повышенную твердость [8], повышенную износостойкость [1, 9, 10], более низкие коэффициенты трения [11], жаростойкость [12, 13], коррозионную стойкость [2, 14–16] и другие свойства [17, 18] относительно материала основы.

Для получения МС-покрытий необходимо достижение высоких скоростей охлаждения расплава. Композиция FeWCrMoVC содержит элементы с существенно различающимися атомными радиусами, благодаря этому такой расплав обладает высокой вязкостью, что затрудняет перемещение атомов для выстраивания кристаллической структуры и поэтому не требует экстремально высоких скоростей охлаждения для формирования МС в отличие от чистых металлов. Электроискровое легирование (ЭИЛ) обеспечивает достаточно высокие скорости охлаждения ( $10^5$ – $10^7$  К/с) [19, 20] подобных материалов в микрованне расплава для фиксации аморфного состояния. ЭИЛ основано на явлении полярного переноса материала с анода на катод при протекании микросекундных низковольтных электрических разрядов [21], вследствие чего при ЭИЛ можно использовать кристаллический электрод-анод для одностадийного осаждения аморфного покрытия [22]. Ранее мы получали аналогичные покрытия, используя электроды (аноды), изготовленные методом порошковой металлургии. **Цель** настоящей работы: одностадийное осаж-

дение аморфного покрытия методом ЭИЛ с использованием кристаллического анодного материала FeWCrMoVC, приготовленного методом литья с большей концентрацией железа, а также исследование смачиваемости, жаростойкости и трибологических свойств покрытий.

## Методика исследований

В лабораторных условиях ХФИЦ ИМ ДВО РАН методом литья был создан анодный материал композиции  $Fe_{31}W_{10}Cr_{22}Mo_7B_{12}C_{18}$  из смеси порошков (табл. 1). Порошки смешивались и засыпались в корундовый тигель, который помещался в муфельную печь, разогретую до 1200 °С. После выдержки в течение 15 минут тигель вынимался из печи и расплав выливался на стальную плиту при комнатной температуре. Полученный материал разрезался на прямоугольники  $4 \times 4 \times 30$  мм<sup>3</sup>, которые служили анодами.

В качестве силового генератора импульсов при ЭИЛ использовали установку ИМЭИЛ со следующими режимами обработки: длительность разрядных импульсов  $t_p = 50$  мкс; рабочий ток  $I_p = 195 \pm 10$  А; напряжение  $40 \pm 5$  В; скважность  $S = T/\tau = 50 \dots 450$ , где  $S$  – скважность,  $T$  – период импульсов,  $\tau$  – длительность импульса (табл. 2). Покрытия осаждали на поверхность образцов-катодов из стали 35 в форме цилиндра высотой 5 мм и диаметром 12 мм методом ЭИЛ в течение 6 мин/см<sup>2</sup> в среде воздуха. Величины эрозии анода и привеса катода определялись гравиметрическим методом на электронных весах BSM-120 с точностью 0,1 мг.

Для исследования структуры образцов использовали рентгеновский дифрактометр ДРОН-7 в CuK $\alpha$ -излучении. Твердость покрытий измеряли на микротвердомере ПМТ-3М при нагрузке 0,5 Н по методу Виккерса. Износостойкость и коэффициент трения покрытий исследовали по стандарту ASTM G99-17 при сухом трении скольжения с применением контртела в виде

Таблица 1

Table 1

**Состав порошковой шихты для приготовления анода**  
**Composition of the powder mixture for the anode preparation**

Концентрация, вес. %	V <sub>4</sub> C	W	Mo	Fe	Cr	C
	2,97	32,82	11,4	29,8	19,95	3,06

**Режимы ЭИЛ**  
**Modes of electric discharge alloying**

Обозначение образцов	MC50	MC150	MC450
Скважность	50	150	450
Период, мкс	2,5	7,5	22,5
Длительность, мкс	50	50	50
Число импульсов	144 000	48 000	16 000

диска из быстрорежущей стали M45 (65 HRC) на скорости 0,47 м/с при нагрузке 25 Н. Тесты на циклическую жаростойкость проводили в муфельной печи при температуре 700 °С на воздухе. Образцы в виде куба с ребром 6 мм с покрытием на каждой грани выдерживали при заданной температуре в течение примерно 6 часов, затем охлаждали в эксикаторе до комнатной температуры. Общее время тестирования составляло 100 часов. Во время испытания на жаростойкость образцы помещали в керамические тигли для учета массы образовавшихся оксидов.

Краевой угол смачивания определяли методом «сидячей капли» [23]. Свободную поверхностную энергию определяли по смачиванию дистиллированной водой, этанолом (C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH), раствором хлорида натрия (6М NaCl) и муравьиной кислотой (CH<sub>2</sub>O<sub>2</sub>). Свободная поверхностная энергия рассчитывалась с использованием теоретической модели [24]:

$$Y_{SL} = Y_S + Y_L - 2\sqrt{Y_S Y_L} [1 - \beta_1 (Y_L - Y_S)^2], \quad (1)$$

что в сочетании с уравнением Юнга дает

$$Y_L (1 + \cos \Theta) = 2\sqrt{Y_S Y_L} [1 - \beta_1 (Y_L - Y_S)^2], \quad (2)$$

где  $\beta_1 = 0,0001057$  (м/мН)<sup>2</sup>; тогда уравнение (2) позволяет с некоторым допущением оценить свободную поверхностную энергию ( $Y_S$ ) по измерению угла контакта жидкости с известным поверхностным натяжением  $Y_L$ .

### Результаты и их обсуждение

Изучение массопереноса при ЭИЛ имеет значение для установления факта положительного

привеса катода и величины удельного привеса, особенно при использовании новых электродных пар анод-катод, поскольку толщину покрытия можно рассматривать как функцию от привеса катода [25]. На рис. 1 показаны зависимости эрозии анода, привеса катода и суммарного коэффициента массопереноса от времени ЭИЛ.

Кривые электрической эрозии анодов линейно возрастали во время ЭИЛ (рис. 1, а), наибольшая эрозия анода наблюдалась при наименьшей скважности импульсов. С увеличением скважности в 3 и 9 раз значения величин эрозии уменьшались соответственно в 1,2 и 5 раз. Таким образом, эрозия анода нелинейно зависит от числа импульсов, посылаемых генератором. С ростом скважности из-за сокращения числа разрядных импульсов значения величин привеса уменьшались соответственно в 1,5 и 2,2 раза (рис. 1, б). Привес катода за первые 4 минуты ЭИЛ монотонно возрастал, а в последующие 5–6 минут наблюдалось замедление привеса из-за приближения к порогу хрупкого разрушения [21]. В соответствии с этим коэффициент массопереноса ( $K_n$ ) постепенно снижался с ростом времени ЭИЛ для всех режимов. При скважности импульсов 450  $K_n$  был вдвое большим по сравнению с другими режимами (рис. 1, в). Это объясняется уменьшением количества разрядов, приходящихся на единицу обрабатываемой поверхности в единицу времени, при котором электроды остывают до более низких температур. При снижении начальной температуры анода уменьшается объем микрованны расплава и соответственно снижается эрозия при единичном разряде.

Рентгенофазовый анализ показал, что в составе анода композиции Fe<sub>31</sub>W<sub>10</sub>Cr<sub>22</sub>Mo<sub>7</sub>B<sub>12</sub>C<sub>18</sub>

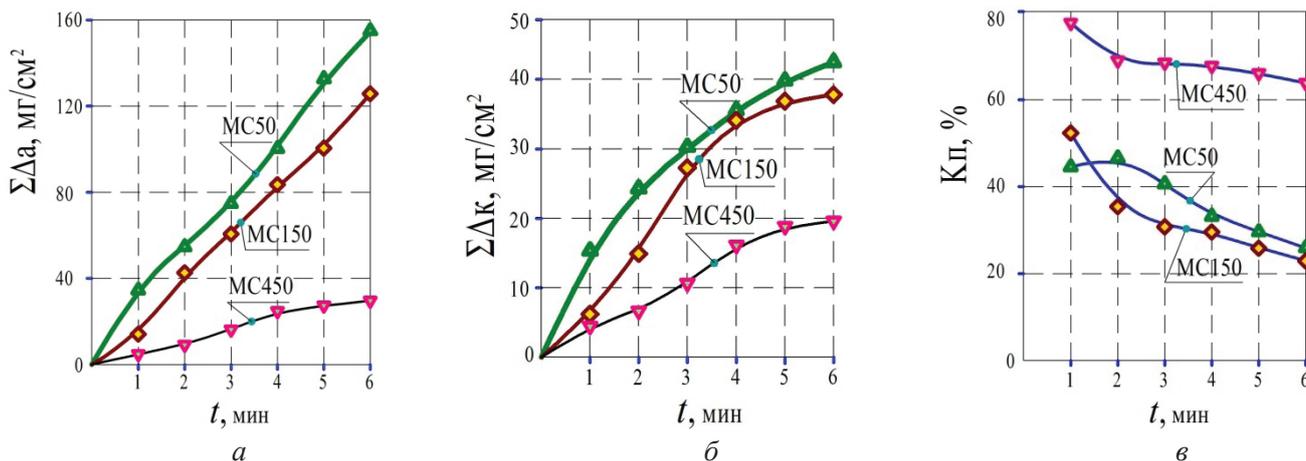


Рис. 1. Кинетика массопереноса при ЭИЛ с различной скважностью импульсов: а – эрозия анода  $\Sigma\Delta_a$ , мг/см<sup>2</sup>; б – привес катода  $\Sigma\Delta_k$  мг/см<sup>2</sup>; в – средний коэффициент массопереноса образцов МС50, МС 150 и МС 450

Fig. 1. Kinetics of mass transfer during EDA with different pulse intensity: erosion of the anode  $\Sigma\Delta_a$ , mg/cm<sup>2</sup> (а); cathode weight gain  $\Sigma\Delta_c$  mg/cm<sup>2</sup> (б); average mass-transfer coefficient  $\Sigma C_{t.a}$  of specimens MS50, MS150, MS450 (в)

наблюдаются фазы феррохрома (Fe-Cr), боридов и карбидов: Fe<sub>23</sub>B<sub>4</sub>, MoFeB<sub>2</sub>, α-WC и Mo<sub>2</sub>C (рис. 2, а), которых не было в составе порошковой шихты перед плавкой. Это свидетельствует об интенсивных химических реакциях в процессе выдержки композиции, представленной в табл. 1, при температуре 1200 °С. В то же время на рентгеновских спектрах покрытий, полученных с его использованием, не наблюдаются острые брэгговские рефлексы, а присутствует широкое гало в диапазоне углов 2θ = 40...50°,

что указывает на аморфную структуру осажденных слоев.

Основные характеристики ЭИЛ-покрытия на стали 35 с использованием Fe<sub>31</sub>W<sub>10</sub>Cr<sub>22</sub>Mo<sub>7</sub>B<sub>12</sub>C<sub>18</sub>-анода приведены в табл. 3. Средняя толщина покрытий находилась в диапазоне 56–80 мкм, максимум наблюдался у образца МС50. Шероховатость поверхности покрытий по параметру R<sub>a</sub> монотонно уменьшалась с 6,79 до 5,46 мкм с увеличением скважности. Угол контакта с дистиллированной водой находился в ди-

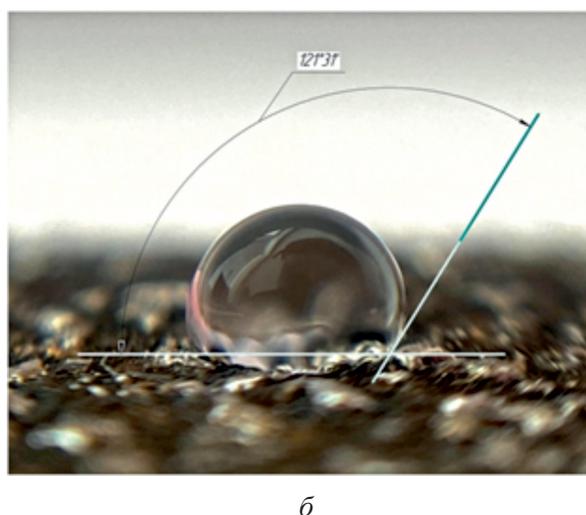
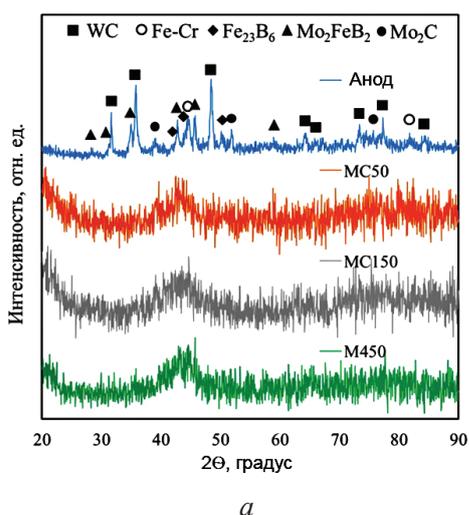


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы Fe<sub>31</sub>W<sub>10</sub>Cr<sub>22</sub>Mo<sub>7</sub>B<sub>12</sub>C<sub>18</sub>-анода (а); смачиваемость поверхности покрытия образца МС450 (б)

Fig. 2. X-ray diffraction patterns of the anode of the Fe<sub>31</sub>W<sub>10</sub>Cr<sub>22</sub>Mo<sub>7</sub>B<sub>12</sub>C<sub>18</sub> composition (а); wettability of the coating surface of the MG450 specimen (б)

Характеристики осажденных покрытий  
 Characteristics of the deposited coatings

Параметр	Сталь 35	MC50	MC150	MC450
Толщина покрытия $h_{cp}$ , мкм	–	80,6	77,1	56,1
Шероховатость $R_a$ , мкм	$3,2 \pm 1,5$	$6,79 \pm 1,54$	$7,34 \pm 1,74$	$5,46 \pm 0,92$
Угол смачивания, град	$57,5 \pm 3,8$	$111,9 \pm 6,1$	$108,4 \pm 7,3$	$121,3 \pm 4,9$
Энергия поверхности, мДж/м <sup>2</sup>	$39,97 \pm 17,6$	$32,3 \pm 18,7$	$33,1 \pm 17$	$29,9 \pm 15,5$

апазоне от  $108,4$  до  $121,3^\circ$  (рис. 2, б), что выше в сравнении со сталью ( $57,5^\circ$ ). Была вычислена свободная поверхностная энергия покрытий, которая находилась в диапазоне  $29,9$ – $32,3$  мДж/м<sup>2</sup>, что ниже по сравнению с исходным материалом подложки ( $39,97$  мДж/м<sup>2</sup>). Это говорит о том, что нанесение  $Fe_{31}W_{10}Cr_{22}Mo_7B_{12}C_{18}$ -покрытий может снизить активность поверхности стали 35 к загрязнениям и коррозии [26].

Микротвердость  $Fe_{31}W_{10}Cr_{22}Mo_7B_{12}C_{18}$ -покрытий находилась в диапазоне  $6,65$ – $7,56$  ГПа (рис. 3), что в  $2,3$ – $2,6$  раза выше, чем у стали 35 без покрытия, а также превышает значения, полученные другими исследователями для MC  $Fe_{47}Cr_{20}Mo_{10}W_6C_{15}B_6Y_2$  ( $1,28$  ГПа) [27]. Микротвердость соизмерима со значениями для MC  $Zr_{50}Cu_{28}Al_{14}Ni_8$  ( $7,2$  ГПа),  $Cu_{48}Zr_{42}Al_6Ti_4$  ( $4,0$  ГПа) и  $Hf_{46}Cu_{45}Al_6Ti_3$  ( $7,7$  ГПа) [28], уступая данным, полученным для MC  $Fe_{65}Ti_{13}Co_8Ni_7B_6Nb_1$

( $11,6$  ГПа) [27] и MC  $Fe_{41}Cr_8Ni_8Mo_8Co_8C_{16}B_{11}$  ( $10$ – $15$  ГПа) [29].

Значения величин коэффициента трения исследуемых образцов с покрытиями монотонно снижались от  $0,49$  до  $0,44$  с ростом скважности импульсов от  $50$  до  $450$  (рис. 4, а). Коэффициент трения образцов с покрытиями был меньше, чем у стали 35 без покрытия ( $0,6$ ) и соизмерим с ранее полученными данными для MC  $Zr_{35}Ti_{30}Cu_{8,25}Be_{26,75}$  ( $0,43$ – $0,6$ ) [11], несколько уступая полученным данным для MC  $Zr_{56,2}Ti_{13,8}Nb_{5,0}Cu_{6,9}Ni_{5,6}Be_{12,5}$  ( $0,27$ – $0,35$ ) [30]. Однако последние MC содержат бериллий, который чрезвычайно токсичен.

Приведенный износ образцов с покрытиями находился в диапазоне от  $0,86 \cdot 10^{-5}$  до  $1,45 \cdot 10^{-5}$  мм<sup>3</sup>/(Н·м) (рис. 4, б). Таким образом, применение покрытий из металлического стекла  $Fe_{31}W_{10}Cr_{22}Mo_7B_{12}C_{18}$  позволяет повысить износостойкость поверхности стали 35 от  $2,0$  до  $3,3$  раза. Наиболее высокие значения износостойкости показало покрытие, полученное при наименьшей скважности  $50$ .

Испытание образцов на жаростойкость характеризует не только сопротивляемость материала покрытия окислению, но и сплошность осажденного слоя. Показана кинетика изменения массы образцов с  $Fe_{31}W_{10}Cr_{22}Mo_7B_{12}C_{18}$ -покрытиями (рис. 5, а, левая шкала) и стали 35 без покрытия (рис. 5, а, правая шкала) при температуре  $700$  °С. Привес образцов обусловлен фиксацией кислорода на поверхности образцов в виде гематита (рис. 5, б). За  $100$  часов испытаний образцы с покрытиями от  $13,5$  до  $18,8$  раза меньше подверглись окислению, чем сталь 35, вследствие ограничения контакта кислорода со стальной подложкой (рис. 5, в). Защитный эффект покрытий увеличивался при

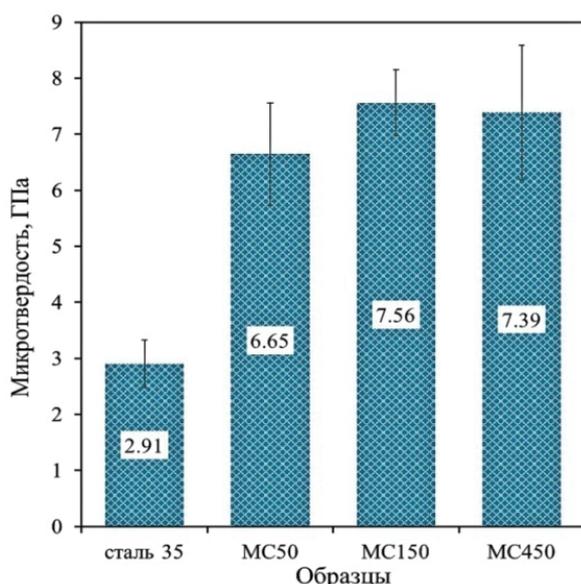


Рис. 3. Микротвердость покрытий

Fig. 3. Microhardness of coatings

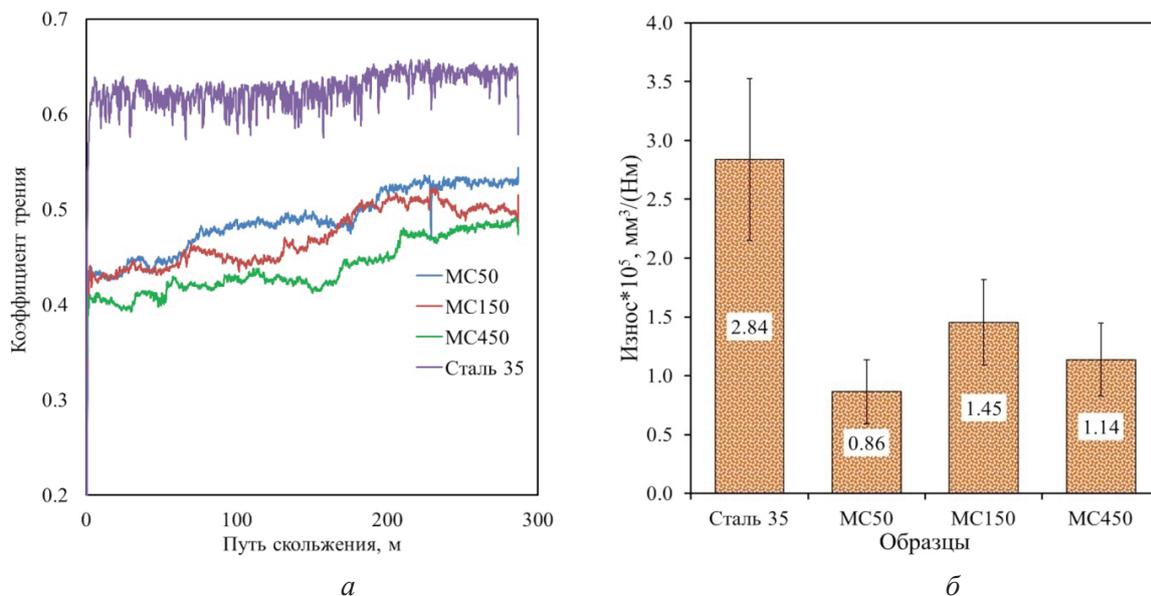


Рис. 4. Коэффициент трения (а) и износ (б) покрытий по сравнению со сталью 35 при нагрузке 25 Н

Fig. 4. Coefficient of friction (a) and wear (b) of coatings compared to Steel 35 at a load of 25 N

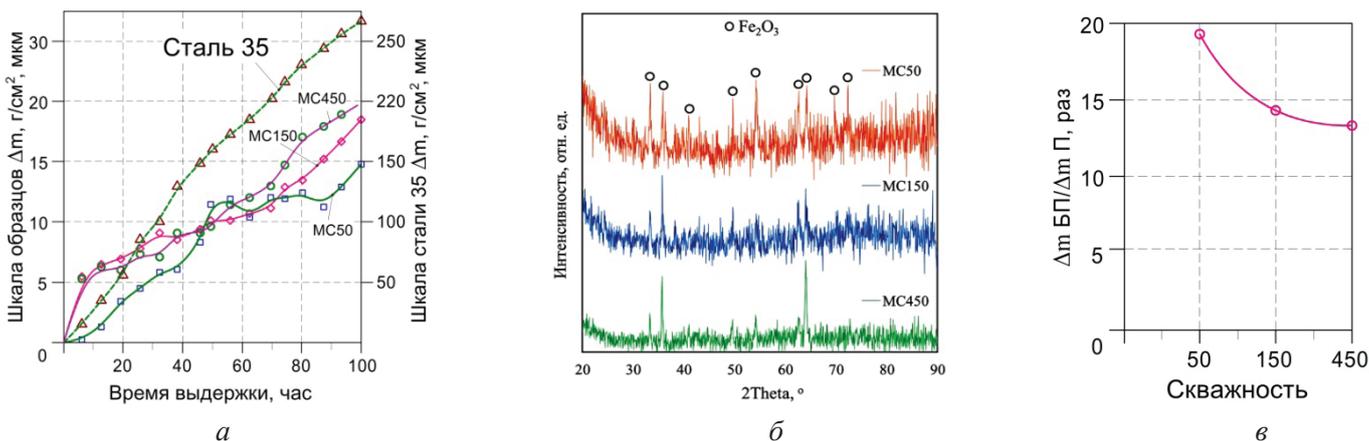


Рис. 5. Жаростойкость при 700 °С образцов с MC-покрытиями и стали 35 без покрытия:

а – кинетика изменения массы  $\Delta m$ , г/см<sup>2</sup>; б – РФА поверхности покрытий после испытания на жаростойкость; в – зависимость защитного эффекта покрытий от скважности импульсов

Fig. 5. High-temperature resistance of specimens at 700 °C as compared to uncoated Steel 35:

kinetics of mass change  $\Delta m$ , g/cm<sup>2</sup> (a); X-ray diffraction analysis of the coating surface after high-temperature resistance tests (b); change in high-temperature resistance of coated specimen (CS) and uncoated specimen (US) from pulse on-off time (c)

снижении скважности, что обусловлено повышением удельного числа разрядов и, как следствие, возрастанием толщины и сплошности покрытий.

### Выводы

1. Показана возможность применения анодного материала композиции Fe<sub>31</sub>W<sub>10</sub>Cr<sub>22</sub>Mo<sub>7</sub>B<sub>12</sub>C<sub>18</sub>, приготовленного методом литья, для получения

ЭИЛ-покрытия из металлического стекла на стали 35.

2. С увеличением скважности импульсов от 3 до 9 раз значения величин эрозии уменьшались в 1,2 и 5 раз, привес катода снизился в 1,5 и 2,2 раза соответственно. При наименьшей интенсивности процесса коэффициент массопереноса при ЭИЛ был наибольшим.

3. В составе приготовленного анода композиции Fe<sub>31</sub>W<sub>10</sub>Cr<sub>22</sub>Mo<sub>7</sub>B<sub>12</sub>C<sub>18</sub> обнаружены фазы

$\alpha$ -WC, FeCr, Fe<sub>23</sub>B<sub>4</sub>, Mo<sub>2</sub>C и MoFeB<sub>2</sub>, при этом в спектрах РФА покрытий не наблюдаются острые брэгговские рефлексы, а присутствует широкое гало в диапазоне углов  $2\Theta = 40...50^\circ$ , что указывает на аморфную структуру ЛС.

4. Толщина покрытий находилась в диапазоне от 56,1 до 80,6 мкм с шероховатостью  $R_a$  от 5,46 до 7,34 мкм. Покрытия продемонстрировали высокий контактный угол смачивания водой от 108,4 до 121,3°, что свидетельствует о высокой гидрофобности поверхности разработанных покрытий.

5. Коэффициент трения покрытий из Fe<sub>31</sub>W<sub>10</sub>Cr<sub>22</sub>Mo<sub>7</sub>B<sub>12</sub>C<sub>18</sub>-металлического стекла был ниже, чем у стали 35, от 22 до 36 %. Их применение позволяет повысить износостойкость поверхности стали 35 от 2,0 до 3,3 раза. Наиболее высокие значения износостойкости показало покрытие, полученное при скважности импульсов 50.

6. Применение покрытий из Fe<sub>31</sub>W<sub>10</sub>Cr<sub>22</sub>Mo<sub>7</sub>B<sub>12</sub>C<sub>18</sub> позволяет повысить жаростойкость стали 35 при температуре 700 °С от 13,5 до 18,8 раза. Лучшую жаростойкость показало покрытие со скважностью разрядных импульсов 50.

### Список литературы

1. The effects of minor element addition on the structural heterogeneity and mechanical properties of ZrCuAl bulk metallic glasses / R. Sivaraman, In. Patra, M.N. Zainab, N.M. Hameed, T. Alawsi, S. Hashemi // *Advances in Materials Science and Engineering*. – 2022. – Vol. 2022. – Art. 6528470. – DOI: 10.1155/2022/6528470.
2. Effects of tungsten contents on the microstructure, mechanical and anticorrosion properties of Zr–W–Ti thin film metallic glasses / J.C. Chang, J.W. Lee, B.S. Lou, C.L. Li, J.P. Chu // *Thin Solid Films*. – 2015. – Vol. 584. – P. 253–256. – DOI: 10.1016/j.tsf.2015.01.063.
3. Effect of Mo on properties of the industrial Fe–B alloy-derived Fe-based bulk metallic glasses / K. Zhu, W. Jiang, J. Wu, B. Zhang // *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. – 2017. – Vol. 24. – P. 926–930. – DOI: 10.1007/s12613-017-1479-1.
4. Microstructure and magnetic properties in Fe<sub>61</sub>Co<sub>9-x</sub>Zr<sub>8</sub>Mo<sub>5</sub>W<sub>x</sub>B<sub>17</sub> ( $0 \leq x \leq 3$ ) glasses and glass-matrix composites / W.M. Wang, W.X. Zhang, A. Gebert, C. Mickel, L. Schultz // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2009. – Vol. 40 (3). – P. 511–521. – DOI: 10.1007/s11661-008-9706-z.
5. Rapid degradation of azo dye by Fe-based metallic glass powder / J.Q. Wang, Y.H. Liu, M.W. Chen, G.Q. Xie, D.V. Louzguine-Luzgin, A. Inoue, J.H. Perepezko // *Advanced Functional Materials*. – 2012. – Vol. 22 (12). – P. 2567–2570. – DOI: 10.1002/adfm.201103015.
6. Efficient degradation of rhodamine B using Fe-based metallic glass catalyst by Fenton-like process / X. Wang, Y. Pan, Z. Zhu, J. Wu // *Chemosphere*. – 2014. – Vol. 117. – P. 638–643. – DOI: 10.1016/j.chemosphere.2014.09.055.
7. The effect of high-velocity oxy-fuel spraying parameters on microstructure, corrosion and wear resistance of Fe-based metallic glass coatings / H. Zhang, Y. Hu, G. Hou, Y. An, G. Liu // *Journal of Non-Crystalline Solids*. – 2014. – Vol. 406. – P. 37–44. – DOI: 10.1016/j.jnoncrysol.2014.09.041.
8. Effect of molybdenum, manganese and tungsten contents on the corrosion behavior and hardness of iron-based metallic glasses / Y. Wang, S.L. Jiang, Y.G. Zheng, W. Ke, W.H. Sun, J.Q. Wang // *Materials and Corrosion*. – 2014. – Vol. 65. – P. 733–741. – DOI: 10.1002/maco.201206740.
9. Fabrication, tribological and corrosion behaviors of detonation gun sprayed Fe-based metallic glass coating / H. Wu, X.-d. Lan, Y. Liu, F. Li, W.-d. Zhang, Z.-j. Chen, X.-f. Zai, H. Zeng // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2016. – Vol. 26 (6). – P. 1629–1637. – DOI: 10.1016/S1003-6326(16)64271-1.
10. Corrosion resistance of coating with Fe-based metallic glass powders fabricated by laser spraying / Y. Wang, G. Ouyang, L. Zhang, X. Wu, H. Zhang, S. Wang // *Journal of Applied Sciences*. – 2013. – Vol. 13 (9). – P. 1479–1483. – DOI: 10.3923/jas.2013.1479.1483.
11. Tuning apparent friction coefficient by controlled patterning bulk metallic glasses surfaces / N. Li, E. Xu, Z. Liu, X. Wang, L. Liu // *Scientific Reports*. – 2016. – Vol. 6 (1). – P. 39388. – DOI: 10.1038/srep39388.
12. Hitit A., Şahin H. The effect of iron content on glass forming ability and thermal stability of Co–Fe–Ni–Ta–Nb–B–Si bulk metallic glass // *Metals*. – 2017. – Vol. 7 (1). – P. 7. – DOI: 10.3390/met7010007.
13. Бурков А.А. Осаждение покрытий из металлического стекла электроискровой обработкой в среде гранул состава Fe<sub>39</sub>Ni<sub>8</sub>Cr<sub>7</sub>W<sub>7</sub>Mo<sub>7</sub>Co<sub>2</sub>C<sub>16</sub>B<sub>14</sub> // *Письма о материалах*. – 2017. – Т. 7, № 3 (27). – С. 254–259. – DOI: 10.22226/2410-3535-2017-3-254-259.
14. Zohdi H., Shahverdi H.R., Hadavi S.M. Effect of Nb addition on corrosion behavior of Fe-based metallic glasses in Ringer’s solution for biomedical applications // *Electrochemistry Communications*. – 2011. – Vol. 13 (8). – P. 840–843. – DOI: 10.1016/j.elecom.2011.05.017.
15. Glass-formation and corrosion properties of Fe–Cr–Mo–C–B glassy ribbons with low Cr content / M. Madinehei, P. Brun, M.J. Duarte, E. Pined, J. Klemm,



F.U. Renner // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2014. – Vol. 615. – P. 128–S131. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.12.245.

16. Corrosion resistant metallic glasses for biosensing applications / A. Sagasti, A.C. Lopes, A. Lasheras, V. Palomares, J. Carrizo, J. Gutierrez, J.M. Barandiaran // *AIP Advances*. Special Collection: 23rd Soft Magnetic Materials Conference. – 2018. – Vol. 8 (4). – P. 047702. – DOI: 10.1063/1.4994108.

17. In situ synthesis and characterization of Fe-based metallic glass coatings by electrospark deposition technique / A.A. Burkov, S.A. Pyachin, M.A. Ermakov, A.V. Syuy // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2017. – Vol. 26. – P. 901–908. – DOI: 10.1007/s11665-016-2493-6.

18. Optimizing process and the properties of the sprayed Fe-based metallic glassy coating by plasma spraying / C. Zhang, Z. Chu, F. Wei, W. Qin, Y. Yang, Y. Dong, D. Huang, L. Wang // *Surface and Coatings Technology*. – 2017. – Vol. 319. – P. 1–5. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.03.063.

19. Liu L., Zhang C. Fe-based amorphous coatings: Structures and properties // *Thin Solid Films*. – 2014. – Vol. 561. – P. 70–86. – DOI: 10.1016/j.tsf.2013.08.029.

20. Microstructure and corrosion properties of Al-CoCrFeNi high entropy alloy coatings deposited on AISI 1045 steel by the electrospark process / Q.H. Li, T.M. Yue, Z.N. Guo, X. Lin // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2013. – Vol. 44A. – P. 1767–1778. – DOI: 10.1088/2051-672X/ab411b.

21. Материалогия покрытий титановых сплавов методами физикохимии и электроискрового легирования. В 2 ч. Ч. 2. ЭИЛ-покрытия / Б.А. Ляшенко, И.А. Подчерняева, Л.А. Коневцов, С.В. Коваленко, А.В. Каминский. – Хабаровск: Изд-во ТОГУ, 2020. – 347 с. – ISBN 978-5-7389-3025-6.

22. Production of amorphous and nanocrystalline iron based coatings by electro-spark deposition process / M.F. Hasanabadi, F.M. Ghaini, M. Ebrahimnia, H.R. Shahverdi // *Surface and Coatings Technology*. – 2015. – Vol. 270. – P. 95–101. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.03.016.

23. Emelyanenko A.M., Boinovich L.B. Analysis of wetting as an efficient method for studying the characteristics of coatings and surfaces and the processes

that occur on them: a review // *Inorganic Materials*. – 2011. – Vol. 47 (15). – P. 1667–1675. – DOI: 10.1134/S0020168511150064.

24. Schuster J.M., Schvezov C.E., Rosenberger M.R. Analysis of the results of surface free energy measurement of  $Ti_6Al_4V$  by different methods // *Procedia Materials Science*. – 2015. – Vol. 8. – P. 732–741. – DOI: 10.1016/j.mspro.2015.04.130.

25. Comparative analysis of insulating properties of plasma and thermally grown alumina films on electrospark aluminide coated 9Cr steels / N.I. Jamnapara, S. Frangini, J. Alphonsa, N.L. Chauhan, S. Mukherjee // *Surface and Coatings Technology*. – 2015. – Vol. 266. – P. 146–150. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.02.028.

26. Effect of spray powder particle size on the bionic hydrophobic structures and corrosion performance of Fe-based amorphous metallic coatings / Y.C. Li, W.W. Zhang, Y. Wang, X.Y. Zhang, L.L. Sun // *Surface and Coatings Technology*. – 2022. – Vol. 437. – P. 128377. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.128377.

27. Effect of W addition on the glass forming ability and mechanical properties of Fe-based metallic glass / D.D. Liang, X.S. Wei, C.T. Chang, J.W. Li, X.M. Wang, J. Shen // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 731. – P. 1146–1150. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.10.104.

28. Annealing-induced indentation recovery in thin film metallic glasses: Effects of indenter tip geometry, film thickness and film composition / A.T. Negussie, J.P. Chu, W. Diyatmik, C.M. Lee, C. Yu, Y.L. Shen, C.H. Hsueh // *Surface and Coatings Technology*. – 2015. – Vol. 261. – P. 350–355. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.10.068.

29. Бурков А.А., Крутикова В.О. Осаждение аморфных упрочняющих покрытий электроискровой обработкой в смеси кристаллических гранул // *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. – 2019. – № 2. – С. 57–67. – DOI: 10.17073/1997-308X-2019-2-57-67.

30. Electrochemical and friction characteristics of metallic glass composites at the microstructural length-scales / A. Ayyagari, V. Hasannaemi, H. Arora, S. Mukherjee // *Scientific Reports*. – 2018. – Vol. 8 (1). – P. 906. – DOI: 10.1038/s41598-018-19488-7.

## Конфликт интересов

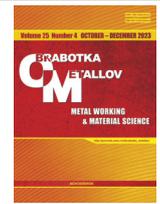
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2023 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Formation and investigation of the properties of FeWCrMoBC metallic glass coatings on carbon steel

Alexander Burkov<sup>a</sup>, Leonid Konevtsov<sup>b,\*</sup>, Maxim Dvornik<sup>c</sup>, Sergey Nikolenko<sup>d</sup>, Maria Kulik<sup>e</sup>

Federal State Budgetary Institution of Science Institute of Materials Science of the Khabarovsk Scientific Center of the Far Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences, 153 Tihookeanskaya st., Khabarovsk, 680042, Russian Federation

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5636-4669>, [burkovalex@mail.ru](mailto:burkovalex@mail.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-8820-6358>, [konevts@narod.ru](mailto:konevts@narod.ru);  
<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1216-4438>, [maxxxx80@mail.ru](mailto:maxxxx80@mail.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0003-4474-5795>, [nikola1960@mail.ru](mailto:nikola1960@mail.ru);  
<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4857-1887>, [marijka80@mail.ru](mailto:marijka80@mail.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 01 September 2023

Revised: 19 September 2023

Accepted: 19 October 2023

Available online: 15 December 2023

#### Keywords:

Metallic glass

Coating

Electric discharge alloying

High-temperature resistance

Wettability

Coefficient of friction

Wear resistance

#### Funding

The work was carried out within the framework of the state task of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation No. 075-01108-23-01 (topic No. 123020700174-7).

#### Acknowledgements

Research were partially conducted at core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials”.

### ABSTRACT

**Introduction.** To obtain metallic glass coatings it is necessary to achieve high cooling rates of melt. *FeWCrMoBC* composition has high melt viscosity and sufficient glass-forming ability to fix of the amorphous state at cooling rates implemented by electric discharge alloying with the use of a crystalline electrode. **The purpose of the work** is one-stage deposition of amorphous coating by electric discharge alloying, using crystalline anode *FeWCrMoBC*, prepared by casting and studying the properties of modified surface of carbon steel: wettability, high-temperature resistance, tribological properties. **Methods and Results.** The structure of anode and coatings was investigated by X-ray diffraction analysis in  $CuK_{\alpha}$  radiation on a DRON-7 diffractometer. In contrast to the X-ray patterns of the anode material, sharp *Bragg* reflexes were not observed on the X-ray patterns of the coatings, but a wide halo was present in the range of angles  $2\theta = 40-50^{\circ}$ , which indicates its amorphous structure. The cyclic high-temperature resistance test was carried out at  $700^{\circ}\text{C}$  for 100 hours. The wear rate and coefficient of friction of the specimens were studied under dry sliding friction at a speed of 0.47 m/s at a load of 25 N with the use of a counterbody made of high-speed steel *M45*. The influence of the discharge pulse duty cycle on the character of mass transfer (anode erosion, cathode weight gain, mass transfer coefficient) during coating formation was investigated. With a decrease in the duty cycle of the discharge pulses up to 9 times, the erosion of the anode increased up to 5 times, and the cathode mass gain increased up to 2.2 times. The maximum mass-transfer coefficient was achieved at the highest duty cycle. An increase in a number of surface properties of carbon steel after coating was observed: the hardness of the surface of the specimens increased by 2.3–2.6 times; the average thickness of the coatings was in the range of 56–80.6  $\mu\text{m}$ ; the wetting angle was in the range of  $108.4-121.3^{\circ}$ ; the coefficient of friction decreased by 1.2–1.4 times; the wear resistance increased by 2–3.3 times; oxidizability in air decreased by 14–18 times. **Scope and Conclusions.** The achieved higher properties (hardness, wear resistance, high-temperature resistance, and hydrophobicity) of the executive surfaces of parts made of carbon steel after deposition of the proposed coatings can be used in various branches of engineering production. The results of the work confirmed the possibility of deposition of metallic glass coatings by electric discharge alloying with the use of cast anode material *FeWCrMoBC* on carbon steel.

**For citation:** Burkov A.A., Konevtsov L.A., Dvornik M.I., Nikolenko S.V., Kulik M.A. Formation and investigation of the properties of FeWCrMoBC metallic glass coatings on carbon steel. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 244–254. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-244-254. (In Russian).

#### \* Corresponding author

Konevtsov Leonid A., Ph.D. (Engineering), Senior researcher  
Federal State Budgetary Institution of Science  
Institute of Materials Science of the Khabarovsk Scientific Center  
of the Far Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences,  
153 Tihookeanskaya st.,  
680042, Khabarovsk, Russian Federation  
Tel.: +7 (924) 105-97-46, E-mail: [konevts@narod.ru](mailto:konevts@narod.ru)

## References

1. Sivaraman R., Patra In., Zainab M.N., Hameed N.M., Alawsi T., Hashemi S. The effects of minor element addition on the structural heterogeneity and mechanical properties of ZrCuAl bulk metallic glasses. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2022, vol. 2022, Art. 6528470. DOI: 10.1155/2022/6528470.
2. Chang J.C., Lee J.W., Lou B.S., Li C.L., Chu J.P. Effects of tungsten contents on the microstructure, mechanical and anticorrosion properties of Zr–W–Ti thin film metallic glasses. *Thin Solid Films*, 2015, vol. 584, pp. 253–256. DOI: 10.1016/j.tsf.2015.01.063.
3. Zhu K., Jiang W., Wu J., Zhang B. Effect of Mo on properties of the industrial Fe–B-alloy-derived Fe-based bulk metallic glasses. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2017, vol. 24, pp. 926–930. DOI: 10.1007/s12613-017-1479-1.
4. Wang W.M., Zhang W.X., Gebert A., Mickel C., Schultz L. Microstructure and magnetic properties in Fe<sub>61</sub>Co<sub>9-x</sub>Zr<sub>8</sub>Mo<sub>5</sub>W<sub>x</sub>B<sub>17</sub> (0 ≤ x ≤ 3) glasses and glass-matrix composites. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, vol. 40 (3), pp. 511–521. DOI: 10.1007/s11661-008-9706-z.
5. Wang J.Q., Liu Y.H., Chen M.W., Xie G.Q., Louzguine-Luzgin D.V., Inoue A., Perepezko J.H. Rapid degradation of azo dye by Fe-based metallic glass powder. *Advanced Functional Materials*, 2012, vol. 22 (12), pp. 2567–2570. DOI: 10.1002/adfm.201103015.
6. Wang X., Pan Y., Zhu Z., Wu J. Efficient degradation of rhodamine B using Fe-based metallic glass catalyst by Fenton-like process. *Chemosphere*, 2014, vol. 117, pp. 638–643. DOI: 10.1016/j.chemosphere.2014.09.055.
7. Zhang H., Hu Y., Hou G., An Y., Liu G. The effect of high-velocity oxy-fuel spraying parameters on microstructure, corrosion and wear resistance of Fe-based metallic glass coatings. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2014, vol. 406, pp. 37–44. DOI: 10.1016/j.jnoncrysol.2014.09.041.
8. Wang Y., Jiang S.L., Zheng Y.G., Ke W., Sun W.H., Wang J.Q. Effect of molybdenum, manganese and tungsten contents on the corrosion behavior and hardness of iron-based metallic glasses. *Materials and Corrosion*, 2014, vol. 65, pp. 733–741. DOI: 10.1002/maco.201206740.
9. Wu H., Lan X.-d., Liu Y., Li F., Zhang W.-d., Chen Z.-j., Zai X.-f., Zeng H. Fabrication, tribological and corrosion behaviors of detonation gun sprayed Fe-based metallic glass coating. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, vol. 26 (6), pp. 1629–1637. DOI: 10.1016/S1003-6326(16)64271-1.
10. Wang Y., Ouyang G., Zhang L., Wu X., Zhang H., Wang S. Corrosion resistance of coating with Fe-based metallic glass powders fabricated by laser spraying. *Journal of Applied Sciences*, 2013, vol. 13 (9), pp. 1479–1483. DOI: 10.3923/jas.2013.1479.1483.
11. Li N., Xu E., Liu Z., Wang X., Liu L. Tuning apparent friction coefficient by controlled patterning bulk metallic glasses surfaces. *Scientific Reports*, 2016, vol. 6 (1), p. 39388. DOI: 10.1038/srep39388.
12. Hitit A., Şahin H. The effect of iron content on glass forming ability and thermal stability of Co–Fe–Ni–Ta–Nb–B–Si bulk metallic glass. *Metals*, 2017, vol. 7 (1), p. 7. DOI: 10.3390/met7010007.
13. Burkov A.A. Deposition of metallic glass coatings by electrospark processing in the medium of granules of Fe<sub>39</sub>Ni<sub>8</sub>Cr<sub>7</sub>W<sub>7</sub>Mo<sub>7</sub>Co<sub>2</sub>C<sub>16</sub>B<sub>14</sub> composition. *Pis'ma o materialakh = Letters on materials*, 2017, vol. 7 (3), pp. 254–259. DOI: 10.22226/2410-3535-2017-3-254-259. (In Russian).
14. Zohdi H., Shahverdi H.R., Hadavi S.M. Effect of Nb addition on corrosion behavior of Fe-based metallic glasses in Ringer's solution for biomedical applications. *Electrochemistry Communications*, 2011, vol. 13 (8), pp. 840–843. DOI: 10.1016/j.elecom.2011.05.017.
15. Madinehei M., Brun P., Duarte M.J., Pined E., Klemm J., Renner F.U. Glass-formation and corrosion properties of Fe–Cr–Mo–C–B glassy ribbons with low Cr content. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 615, pp. S128–S131. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.12.245.
16. Sagasti A., Lopes A.C., Lasheras A., Palomares V., Carrizo J., Gutierrez J., Barandiaran J.M. Corrosion resistant metallic glasses for biosensing applications. *AIP Advances, Special Collection: 23rd Soft Magnetic Materials Conference*, 2018, vol. 8 (4), p. 047702. DOI: 10.1063/1.4994108.
17. Burkov A.A., Pyachin S.A., Ermakov M.A., Syuy A.V. In situ synthesis and characterization of Fe-based metallic glass coatings by electrospark deposition technique. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2017, vol. 26, pp. 901–908. DOI: 10.1007/s11665-016-2493-6.
18. Zhang C., Chu Z., Wei F., Qin W., Yang Y., Dong Y., Huang D., Wang L. Optimizing process and the properties of the sprayed Fe-based metallic glassy coating by plasma spraying. *Surface and Coatings Technology*, 2017, vol. 319, pp. 1–5. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.03.063.
19. Liu L., Zhang C. Fe-based amorphous coatings: Structures and properties. *Thin Solid Films*, 2014, vol. 561, pp. 70–86. DOI: 10.1016/j.tsf.2013.08.029.

20. Li Q.H., Yue T.M., Guo Z.N., Lin X. Microstructure and corrosion properties of AlCoCrFeNi high entropy alloy coatings deposited on AISI 1045 steel by the electrospark process. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, vol. 44A, pp. 1767–1778. DOI: 10.1088/2051-672X/ab411b.

21. Lyashenko B.A., Podchernyaeva I.A., Konevtsov L.A., Kovalenko S.V., Kaminskii A.V. *Materialogiya pokrytii titanovykh splavov metodami fizikokhimii i elektroiskrovogo legirovaniya*. V 2 ch. Ch. 2. *EIL-pokrytiya* [Materialogy of coatings of titanium alloys by methods of physical chemistry and electrospark alloying. In 2 vol. Vol. 2. ESA coatings]. Khabarovsk, Pacific National University Publ., 2020. 347 p. ISBN 978-5-7389-3025-6.

22. Hasanabadi M.F., Ghaini F.M., Ebrahimnia M., Shahverdi H.R. Production of amorphous and nanocrystalline iron based coatings by electro-spark deposition process. *Surface and Coatings Technology*, 2015, vol. 270, pp. 95–101. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.03.016.

23. Emelyanenko A.M., Boinovich L.B. Analysis of wetting as an efficient method for studying the characteristics of coatings and surfaces and the processes that occur on them: a review. *Inorganic Materials*, 2011, vol. 47 (15), pp. 1667–1675. DOI: 10.1134/S0020168511150064.

24. Schuster J.M., Schvezov C.E., Rosenberger M.R. Analysis of the results of surface free energy measurement of  $Ti_6Al_4V$  by different methods. *Procedia Materials Science*, 2015, vol. 8, pp. 732–741. DOI: 10.1016/j.mspro.2015.04.130.

25. Jamnapara N.I., Frangini S., Alphonsa J., Chauhan N.L., Mukherjee S. Comparative analysis of insulating properties of plasma and thermally grown alumina films on electrospark aluminide coated 9Cr steels. *Surface and Coatings Technology*, 2015, vol. 266, pp. 146–150. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.02.028.

26. Li Y.C., Zhang W.W., Wang Y., Zhang X.Y., Sun L.L. Effect of spray powder particle size on the bionic hydrophobic structures and corrosion performance of Fe-based amorphous metallic coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2022, vol. 437, p. 128377. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.128377.

27. Liang D.D., Wei X.S., Chang C.T., Li J.W., Wang X.M., Shen J. Effect of W addition on the glass forming ability and mechanical properties of Fe-based metallic glass. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 731, pp. 1146–1150. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.10.104.

28. Negussie A.T., Chu J.P., Diyatmik W., Lee C.M., Yu C., Shen Y.L., Hsueh C.H. Annealing-induced indentation recovery in thin film metallic glasses: Effects of indenter tip geometry, film thickness and film composition. *Surface and Coatings Technology*, 2015, vol. 261, pp. 350–355. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.10.068.

29. Burkov A.A., Krutikova V.O. Osazhdenie amorfnnykh uprochnyayushchikh pokrytii elektroiskrovoy obrabotkoi v smesi kristallicheskikh granul [Deposition of amorphous hardening coatings by electrospark treatment in a crystalline granule mixture]. *Izvestiya vuzov. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya = Powder Metallurgy and Functional Coatings*, 2019, no. 2, pp. 57–67. DOI: 10.17073/1997-308X-2019-2-57-67.

30. Ayyagari A., Hasannaemi V., Arora H., Mukherjee S. Electrochemical and friction characteristics of metallic glass composites at the microstructural length-scales. *Scientific Reports*, 2018, vol. 8 (1), pp. 906. DOI: 10.1038/s41598-018-19488-7.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2023 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



## Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Синергетический подход к разработке легкого пористого металлического пеноматериала на основе алюминия с использованием литейно-металлургического метода

Шиаи Шарма<sup>a</sup>, Рахул Хатри<sup>b</sup>, Анураг Йоши<sup>c\*</sup>

Манипалский университет, Джайпур, Раджастан, 303007, Индия

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1510-5871>,  [shyamsunder.sharma@jaipur.manipal.edu](mailto:shyamsunder.sharma@jaipur.manipal.edu);

<sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-1589-533X>,  [rahul.khatr@jaipur.manipal.edu](mailto:rahul.khatr@jaipur.manipal.edu); <sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-8231-9423>,  [anuragjoshi355@gmail.com](mailto:anuragjoshi355@gmail.com)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 671.22

История статьи:

Поступила: 04 сентября 2023

Рецензирование: 27 сентября 2023

Принята к печати: 12 ноября 2023

Доступно онлайн: 15 декабря 2023

Ключевые слова:

Металлическая пена

Литейно-металлургический метод

Пористая пена

Легкий материал

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Представлен синергетический подход к разработке легкого алюминиевого металлического пенопласта литейно-металлургическим методом и протестированы различные механические свойства и микроструктура. **Цель данного исследования** обусловлена постоянным промышленным спросом на легкие материалы и возросшим исследовательским интересом к пористым подложкам главным образом из-за их уникальных свойств. **Материалы и методы.** Для создания металлической алюминиевой пены использовали литейно-металлургический метод, заключающийся во введении в расплав алюминия карбоната кальция в качестве вспенивающего агента с последующим вспениванием для достижения желаемой взаимосвязанной пористой микромасштабной среды в рамках подложки из металлической пены. **Результаты и обсуждение.** В качестве результатов заявлен комплекс физических свойств, таких как объемная плотность ( $1,8 \text{ г/см}^3$ ), относительная плотность ( $0,67 \text{ г/см}^3$ ) и пористость (30 %) разработанных металлопен на основе алюминия. Разработанная металлическая пена имеет соотношение прочности и веса на 67 % выше, чем у основного материала. Кроме того, результаты автоэмиссионной сканирующей электронной микроскопии разработанной металлической пены подтверждают наличие структуры порового пространства с размером пор от 0,075 до 1,43 мм. Энергодисперсионная спектроскопия подтвердила наличие желаемых элементов с минимальным загрязнением в разработанных подложках из алюминиевой пены. Металлопена демонстрирует более высокую прочность на сжатие (607 кН) по сравнению с основным металлом (497 кН). Механические характеристики разработанной подложки из металлопены (твердость, прочность на сжатие и энергия удара) имеют ожидаемые значения по сравнению с основным материалом. В целом разработанная подложка из алюминиевой пены открыла многообещающий путь к разработке высокоэффективной легкой металлической пены для изготовления демпфирующих элементов и использования в акустике.

**Для цитирования:** Шарма Ш.С., Хатри Р., Йоши А. Синергетический подход к разработке легкого пористого металлического пеноматериала на основе алюминия с использованием литейно-металлургического метода // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 255–267. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-255-267.

### Введение

Природные материалы с ячеистой структурой, такие как дерево, кости, пемза и структура листьев, исторически находили применение благодаря своим уникальным свойствам. Полимерный вспененный материал, который еще называют искусственной пеной, имеет широкое применение и придает объекту уникальную структуру. Он также используется в качестве

защитного кожуха в различном оборудовании, таком как велосипедные шлемы, корпуса холодильников и др. [1]. Уникальные свойства природных ячеистых материалов побудили исследователей разработать металлическую пену. О первом металлическом вспененном материале сообщил де Меллер в 1925 году, но многие авторы ссылались на патент, датированный периодом с 1960 по 1970 год [2]. 2D-сотовая структура обладает многими механическими свойствами металлической пены. По сравнению с металлической пеной сотовые конструкции имеют простую структуру, хотя и весьма аналогичную; стоимость производства металлической пены

\*Адрес для переписки

Йоши Анураг, к.т.н., доцент

Манипалский университет, Джайпур,

303007, Раджастан, Индия

Тел.: +91-9772844555, e-mail: [anuragjoshi355@gmail.com](mailto:anuragjoshi355@gmail.com)

высока, а ее производство весьма сложно. Среди методов получения металлической пены наиболее распространены литье и порошковая металлургия. Большое количество металлической пены изготавливается из различных материалов, таких как сталь, алюминий и титан. Методы электроосаждения, химического осаждения из паровой фазы и физического осаждения из паровой фазы также использовались для производства более экзотической пены [3].

Пену можно определить как равномерную диффузию газовой фазы в жидкости, при этом образующиеся в жидкости ячейки и поры отличаются очень малой толщиной разделяющих их стенок. Эта структура обеспечивает относительно высокую жесткость и прочность при низкой плотности и используется там, где необходимо существенно снизить вес конструкции. Форма и размер ячеек зависят от функции конструкции и определяют эффективность последней. Металлическая пена с открытой структурой лучше поглощает энергию деформации сжатия по сравнению с металлической пеной с закрытыми порами. Структура также хорошо сопротивляется внезапному разрушению. По способу изготовления металлические пены можно разделить на две категории: с закрытыми порами и с открытыми порами. Для изготовления пены первой категории используется метод плавления или метод порошковой металлургии. Как правило, метод плавления представляет собой метод литья, который используется для получения металлической пены с закрытыми порами, тогда как порошковая металлургия используется для производства металлического пенопласта с открытыми порами. Металлическую пену с закрытыми порами можно изготовить тремя методами: добавить вспенивающий агент, продуть расплавленный металл инертным газом или реализовать газар-процесс (газоэвтектическую реакцию) [4]. Эти процессы требуют высоких первоначальных капиталовложений. В порошковой металлургии в металлический порошок добавляют наполнитель для формирования пор (space holder) и пенообразователь. Целью разработки металлической пены является получение уникальных свойств, таких как высокая жесткость, малый удельный вес, высокая газопроницаемость, низкая теплопроводность, высокая ударопоглощающая способность и элект-

рическая изоляция. Различные металлические пены разрабатываются из металлов и сплавов, таких как Al, Al-Si, Al-Mg, Cu, Pb, Fe, стали, Ni<sub>3</sub>Al, Zn, Mg, Ti, Al-Cu, ММС, металлических стекол и др. Среди них огромное развитие в промышленном производстве получила алюминиевая пена.

Алюминиевая металлическая пена была разработана с использованием карбоната кальция в качестве вспенивающего агента. Количество карбоната кальция, добавленного в состав для образования металлической пены, составило 2,5 % по массе [6]. Плотность полученного материала составила 848 кг/м<sup>3</sup>, относительная плотность – 0,342 [5].

Изучалось также содержание цинка в алюминиевой пене с закрытыми порами и влияние цинка на пеноалюминиевый материал. Результаты показали, что алюминиевая пена, которая содержит 4 % цинка по весу, имеет лучший предел текучести и более длинный участок плато, чем алюминиевая пена, не содержащая цинка. Алюминиевую пену изготавливают методом вспенивания расплава [7]. Два пеноалюминиевых материала были изготовлены методом порошковой металлургии с использованием карбоната кальция и TiH<sub>2</sub>. Карбонат кальция как пенообразователь демонстрирует большую стабильность по сравнению с TiH<sub>2</sub>, поэтому карбонат кальция является дорогостоящим и эффективным газогенерирующим агентом [8]. Пена из цинк-алюминиевого сплава была получена литейно-металлургическим методом, а в качестве пенообразователя использовался гидрид кальция (CaH<sub>2</sub>). Плотность полученного материала варьируется от 0,25 г/см<sup>3</sup> до 0,45 г/см<sup>3</sup>, а пористость 94 % достигается в пенометалле из алюминиевого сплава литейно-металлургическим методом [9]. Метод плавления превосходит другие методы с точки зрения требуемого объема капитала и различных требований к желаемой конечной форме [10].

Улучшение стабилизации алюминиевой пены и ее ячеистой структуры в процессе изготовления производится за счет использования карбоната кальция с покрытием в качестве пенообразователя. В расплавленный металл не требуется дополнительно вводить стабилизатор, поскольку при разложении образуется материал, повышающий вязкость [11]. Исхо-

для из термического разложения и клеточной структуры в материал добавляется пенообразователь [12]. Замечено, что температура и скорость смешивания являются доминирующими параметрами, определяющими способность поглощения энергии алюминиевой пеной [13]. Алюминиевая металлическая пена, изготовленная методом вспенивания расплава, проявляет свои механические свойства при многократной ударной нагрузке. Результаты испытания показали, что степень повреждения алюминиевой пены увеличивается с увеличением количества ударов [14].

Металлическая алюминиевая пена с открытыми порами была разработана с использованием конструкции из стальной сетки. В этом исследовании расположение ячеек считается важным параметром для управления механическими свойствами [15].

Для изготовления алюминиевых материалов с наполнителем из полых частиц (синтактических пеноматериалов) использовался метод литья под давлением в холодной камере. Плотность такого пеноматериала варьировалась от 1,17 до 1,5 г/см<sup>3</sup>, и было установлено, что пеноматериал, подвергнутый тепловой обработке, становится более хрупким [16].

Материал с открытыми порами изготовлен из биоразлагаемого магниевое сплава методом инфльтрации. Его пористая структура аналогична структуре гироида. Испытания показали, что модуль Юнга полученного материала с открытыми порами аналогичен модулю Юнга спонгиозного вещества кости человека [17].

Влияние размера ячеек, толщины перегородок и циркуляции через поры на прочность на сжатие алюминиевой пены было исследовано с помощью метода FEM. Алюминиевую пену получают литейно-металлургическим методом с добавлением гидрида титана (пенообразователя) в расплавленный металл [18]. **Целью** этой исследовательской статьи является успешная разработка металлической пены из алюминия литейно-металлургическим методом и расчет пористости металлической пены с различными механическими свойствами, такими как твердость, прочность на сжатие и энергия удара, причем эти механические свойства должны быть соизмеримы с исходным алюминиевым материалом.

## Методика экспериментальных исследований

### Материалы

В настоящем исследовании в качестве основного материала используется алюминий, обладающий средней прочностью и устойчивостью к коррозии. Это широко используемый материал в автомобильной и аэрокосмической промышленности. Он также нашел механическое применение, например, в коллекторах с водяным охлаждением, в арматуре для дорожного транспорта и др. Химический состав технического чистого алюминия в весовых процентах: Si (0,096), Fe (0,356), Cu (0,009), Mn (0,002), Mg (0,001), Zn (0,003), Ti (0,008), V (0,006) и Al (99,52). Для создания металлической пены было взято 500 г алюминия плотностью 2,65 г/см<sup>3</sup> с температурой плавления 800 °С.

В качестве пенообразователя использовался карбонат кальция, его плотность составляет 2,93 г/см<sup>3</sup>, температура плавления – 825 °С. Оптимальное количество пенообразователя составляет 2,5 % от массы алюминиевого материала [6]. Карбонат кальция представляет собой безводное и стабильное соединение (рис. 1). Его преимущества заключаются в том, что он медленно разлагается и поэтому придает лучшую пористую структуру затвердевшему металлу.

Карбонат кальция разлагается на оксид кальция и углекислый газ. Разложение происходит при добавлении этого пенообразователя в рас-



Рис. 1. Общий вид частиц карбоната кальция, используемых в качестве пенообразователя

Fig. 1. General view of calcium carbonate particles used as a foaming agent

плавленный алюминий. Полученный таким способом алюминий имеет пористую структуру из-за выделения углекислого газа. С использованием этих материалов был разработан металлический пеноматериал с закрытой пористостью.

### Методы

#### Литейно-металлургический метод

В ходе реализации литейно-металлургического метода пенообразователь и основной металл равномерно перемешиваются, тем самым достигается лучшая смачиваемость. Более низкая частота вращения мешалки и непродолжительное время перемешивания могут привести к неравномерному перемешиванию карбоната кальция в расплавленном алюминии. Из-за этого может произойти скопление порошка в разных местах, и в результате в конечном материале сформируются большие пустоты. Время перемешивания является важным фактором для получения однородной пористости на внутренней поверхности литого металла. Поэтому необходимо выбрать оптимальные частоту вращения мешалки и время перемешивания. Графитовая мешалка, используемая в настоящем исследовании, оснащена электродвигателем и регулятором оборотов, как показано на рис. 2. Для заливки расплавленного металла использовался глиняный горшок, показанный на рис. 3.



Рис. 2. Установка для реализации литейно-металлургического метода

Fig. 2. Stir casting setup



Рис. 3. Литейная форма (глиняный горшок)

Fig. 3. Clay pot mould

#### Подготовка алюминиевого расплава

Алюминий разрезали на мелкие кусочки и провели расчеты веса. Затем кусочки алюминия поместили в тигель индукционной печи для плавки. Процесс плавления завершился за 2,5 часа. Прежде чем залить расплавленный алюминий в форму, сначала удалили шлак из расплавленного металла, поскольку он не позволяет пенообразователю тщательно перемешаться.

#### Заливка

Перед заливкой форму предварительно нагревали примерно до 300 °С с целью предотвращения мгновенного затвердевания. После предварительного нагрева в форму заливали расплавленный алюминий. Для образования металлической пены использовалась механизированная мешалка, как показано на рис. 4. Порошок карбоната кальция добавляли в три этапа. На первом этапе в форму засыпали 40 % карбоната кальция.

После этого в форму из тигля залили расплавленный металл. После заливки в расплавленный металл при температуре 750 °С добавили еще 30 % карбоната кальция, затем приступили к перемешиванию. Через несколько минут к расплавленному металлу добавили третью часть, т. е. оставшиеся 30 % порошка карбоната кальция. Алюминиевый расплавленный металл перемешивали в течение 4–5 минут со скоростью 460 об/мин. В результате перемешивания порошок карбоната кальция равномерно распределился или был тщательно перемешан с расплавленным алюминием. После этого смесь оставили для разложения карбоната кальция внутри расплавленного металла. При разложении карбоната

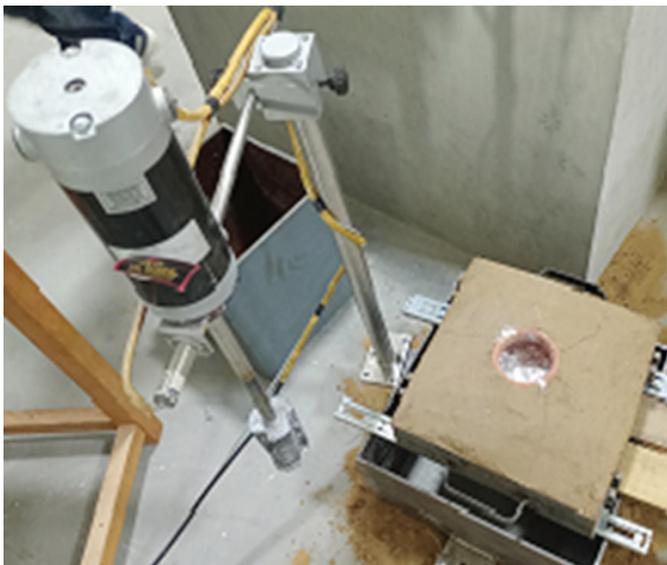
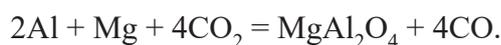
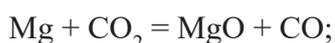
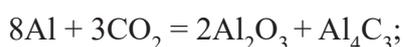
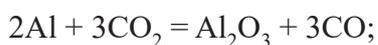


Рис. 4. Алюминиевый расплав, залитый в форму

Fig. 4. Aluminium melt poured into the mould

кальция выделяется углекислый газ, который должен задержаться внутри расплавленного металла. Металлическая пена, покрывающая горлышко горшка, образуется без использования агента, увеличивающего вязкость, поскольку она образуется во время разложения. Процесс разложения объясняется следующими реакциями:



$\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_4\text{C}_3$  и  $\text{MgO}$  повышают вязкость расплавленного металла, что затрудняет подъем пузырьков газов, выделяющихся при разложении карбоната кальция. Эти пузырьки газа создают пористую структуру полужатвердевшего материала. Через час расплавленный металл полностью затвердевает. В результате получается алюминиевая пена, как показано на рис. 5 и 6. Для анализа внутренней поверхности полученной отливки ее разрезали на две части с помощью электроэрозионного станка.

### Результаты и обсуждение

После получения алюминиевой пены были проанализированы ее свойства, такие как плотность, процент пористости и микроструктура.



Рис. 5. Затвердевшая алюминиевая пена

Fig. 5. Solidified aluminium foam

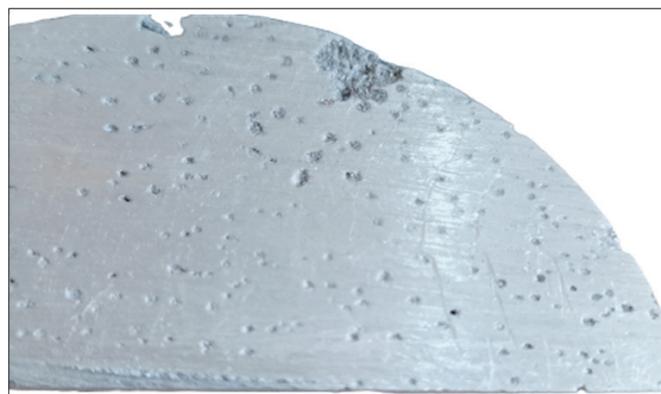


Рис. 6. Срез алюминиевого пеноматериала

Fig. 6. Aluminium foam cut

### Плотность и пористость

Плотность и пористость являются решающими факторами качества пенометалла. Если плотность пены уменьшается, то пористость увеличивается. В этом исследовании плотность рассчитывали следующим образом:

- 1) массу образца измеряли с помощью электронных весов;
- 2) рассчитывали объем образца;
- 3) вычисляли относительную плотность.

### Плотность алюминиевой пены ( $\rho_{\text{Al п}}$ )

Плотность рассчитывается по формуле

$$\rho_{\text{Al п}} = \frac{\text{Масса алюминиевой пены}}{\text{Объем алюминиевой пены}}.$$

Масса алюминиевой пены:  $m_{\text{Al п}} = 130$  г.

Размер образца (алюминиевой пены):  $50 \times 40 \times 35$  мм.

Объем образца алюминиевой пены:  $V_{Alп} = 70 \text{ см}^3$ .

Плотность алюминиевой пены:  $\rho_{Alп} = 130/70 = 1,8 \text{ г/см}^3$ .

Плотность исходного алюминия, из которого сформировали алюминиевую пену  $\rho_{Al}$ , рассчитывается следующим образом.

Масса исходного алюминия (образца): 143,59 г.

Размер образца (исходный алюминий):  $60 \times 41 \times 22 \text{ мм}$ .

Объем исходного образца алюминия:  $54,12 \text{ см}^3$ .

Плотность исходного алюминия:

$\rho_{Al} = 143,59/54,12 = 2,65 \text{ г/см}^3$ .

### Процент пористости ( $P\%$ )

Процент пористости рассчитывается следующим образом:

$$P\% = \frac{(\text{Плотность исходного алюминия}) \times (\text{Плотность алюминиевой пены})}{\text{Плотность исходного алюминия}};$$

$$P\% = \frac{2,651,8}{2,65};$$

$$P\% = 32 \%$$

### Относительная плотность ( $\rho_{отн}$ )

Расчет:

$$\rho_{отн} = \frac{\text{Плотность пеноалюминия}}{\text{Плотность исходного алюминия}};$$

$$\rho_{отн} = 1,8/2,65 = 0,67.$$

Относительная плотность является важным параметром, характеризующим вспененный материал из исходного твердого алюминиевого материала. Это параметр сравнения, который показывает, насколько вещество тяжелее стандартного вещества. Расчетная относительная плотность составляет 0,67. Это означает, что вес алюминиевой пены на 32 % меньше, чем у твердого исходного алюминия. Если вместо цельной алюминиевой детали конструкции автомобиля

использовать алюминиевую пену, то вес этой детали снижается на 32 %. Этот вид материала необходим в автомобильной и аэрокосмической промышленности. В табл. 1 представлены различные свойства, рассчитанные для разработанной алюминиевой пены.

### Исследование микроструктуры

Сканирующий электронный микроскоп с левой эмиссией (FE-SEM) был использован для изучения микроструктуры пеноалюминия, полученного с использованием  $\text{CaCO}_3$ . Для микроструктурного анализа был подготовлен образец стандартного размера ( $8 \times 8 \times 4$ ), изображение его микроструктуры представлено на рис. 7.

FE-SEM-исследование позволяет оценить значение размера пор и толщины стенок. В полученной алюминиевой пене были сформированы поры разного размера, как показано на рис. 8, а, б. Самый большой размер пор составляет 1,43 мм, а самый маленький – 0,075 мм. Одной из причин получения неравномерного размера пор является неравномерное распределение пенообразователя в расплавленном алюминии. Неравномерная пористость алюминиевой пены привела к высокой внутренней прочности. Расстояние между порами варьируется от 0,40 до 1,97 мм. На рис. 8, а, б полученная толщина стенки варьируется от 0,182 до 0,40 мм.

### Энергодисперсионная спектроскопия (EDS) алюминиевой пены

Для исследования элементного состава разработанной металлической пены была проведена энергодисперсионная спектроскопия. На рис. 9, а показана область фокуса, рассматриваемая для получения пиков внутри образца, в то время как на рис. 9, б показан весовой

Таблица 1

Table 1

Свойства полученной металлической пены  
Properties of Developed Metallic Foam

№	Объем алюминиевой пены, $\text{см}^3$	Масса алюминиевой пены, г	Плотность, $\text{г/см}^3$	Процент пористости, %	Относительная плотность
1	70	130	1,8	32	0,67

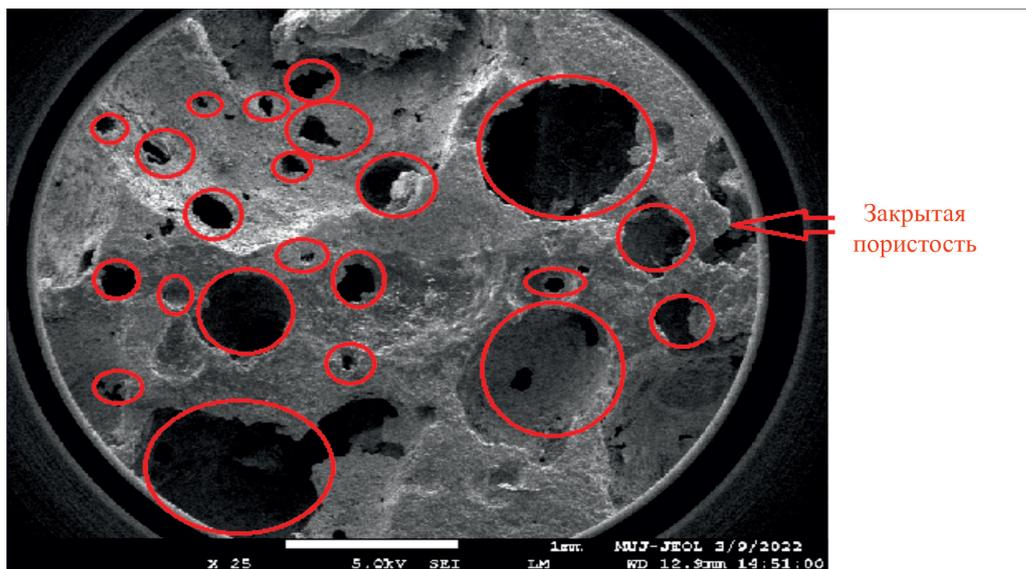
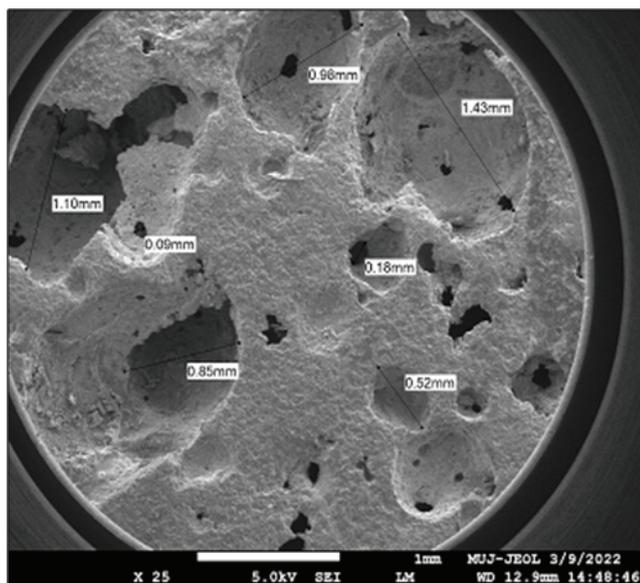
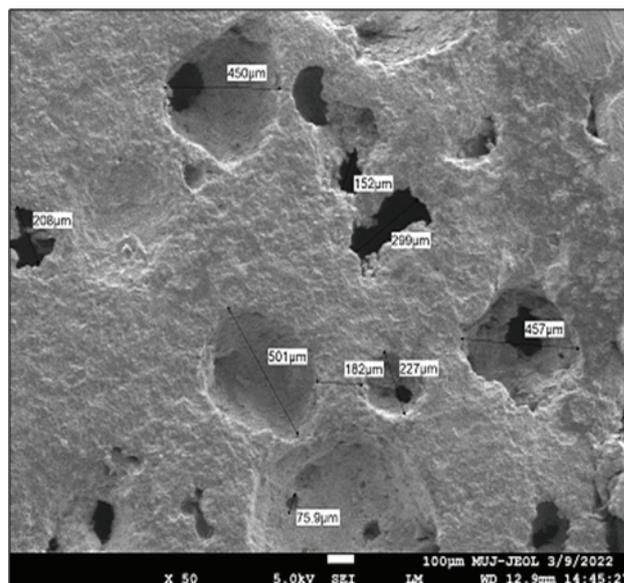


Рис. 7. Морфология поверхности алюминиевой пены (2,5 % карбоната кальция) с закрытыми порами, наблюдаемая с помощью FE-SEM; характеризуется взаимосвязанными порами

Fig. 7. Surface morphology of closed-cell aluminium foam (2.5 % calcium carbonate), observed using FE-SEM, is characterized by interconnected pores



а



б

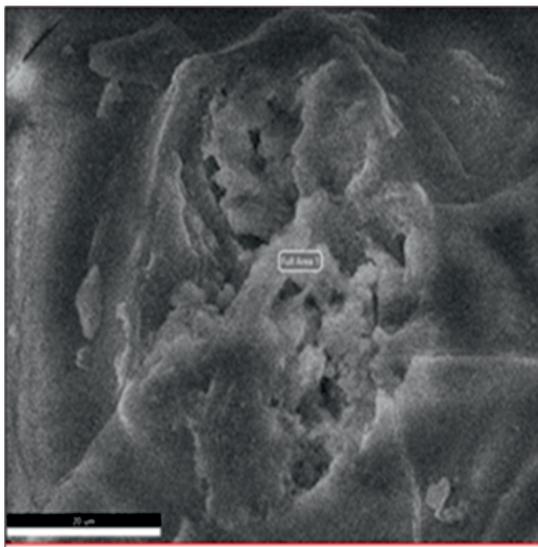
Рис. 8. Распределение пор алюминиевой пены по размерам: 25× (а) и 50× (б)

Fig. 8. Pore size distribution of aluminium foam (а) 25× and (б) 50×

процент составляющих элементов с погрешностью 3 сигма %. Дополнительно на рис. 9, в показаны EDS-спектры составляющих элементов с соответствующими значениями интенсивности.

Кальций, кремний, молибден и магний можно увидеть на энергодисперсионном спектре образца. Количество алюминия, кислорода, кремния и магния составляет 16,1, 56,8, 1,7

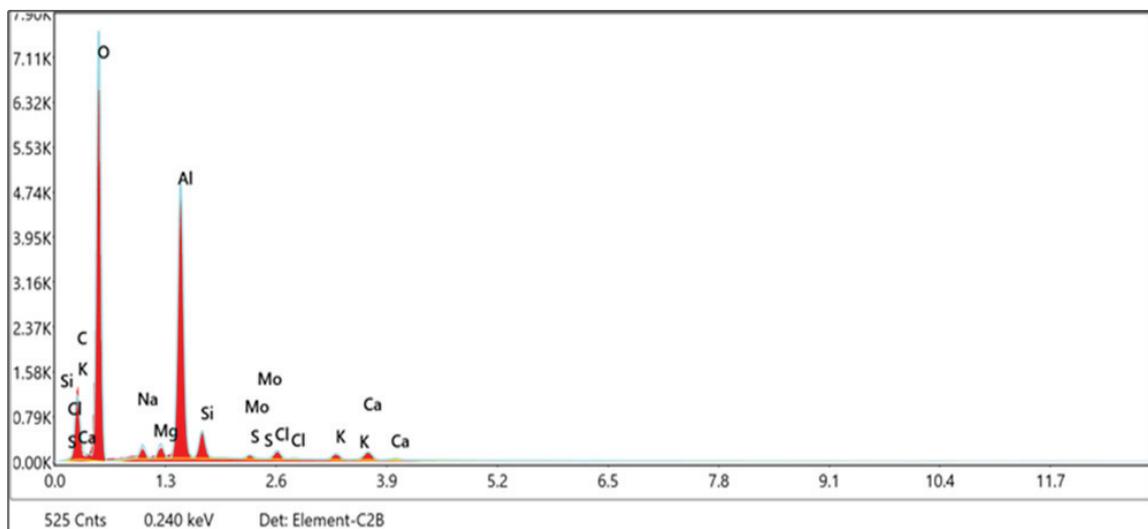
и 1,1 соответственно. Кремний, магний и молибден являются легирующими элементами алюминия, но кислород не является легирующим элементом. Этот энергодисперсионный спектр указывает на то, что алюминиевая пена имеет высокий весовой процент кислорода. Важно, что алюминиевая пена имеет высокий уровень пористости, поскольку внутри пор задерживается больше газов.



а

Элемент	Вес.%	Ат.%	Погрешность, %
С К	20,4	27,9	10
О К	56,8	58,4	8,7
Na К	1,7	1,2	12,9
Mg К	1,1	0,7	9,9
Al К	16,1	9,8	5,5
Si К	1,7	1	8,7
Mo К	0,2	0	37,5
S К	0,2	0,1	24,5
Cl К	0,6	0,3	12
K К	0,5	0,2	12,6
Ca К	0,8	0,3	8,2

б



в

Рис. 9. Элементный анализ пеноалюминия:

а – площадь картирования; б – вес.%; в – элементные спектры

Fig. 9. Elemental analysis of aluminium foam (а) mapping area, (б) weight %, (в) elemental spectra

### Механические свойства алюминиевой пены

#### Испытания на удар по Шарпи

Испытание на удар по Шарпи используется для проверки прочности материала. Измеряется энергия, поглощенная образцом с V-образным надрезом до момента разрушения под ударной нагрузкой. Стандартный размер образца 55×10×10 мм, и он имеет надрез под углом 45° по одному из размеров [20, 21]. Результаты испытаний представлены в табл. 2. Поглощенная

вспененным алюминием энергия удара очень близка по значению к аналогичной характеристике исходного алюминия.

 Таблица 2  
Table 2

#### Результаты ударных испытаний Impact Test Results

№	Образец	Дж
1	Алюминиевая пена	4
2	Плотный алюминий	6

### Определение твердости по Роквеллу

Для испытания на твердость по Роквеллу из пеноалюминия вырезали прямоугольный образец. Для испытаний выбрали шариковый индентор из высокоуглеродистой стали (1/16"). Первоначально к поверхности материала прикладывали незначительную нагрузку 10 кгс, эта незначительная нагрузка не зависит от материала. После этого к поверхности материала прикладывали основную нагрузку в 100 кгс в течение 30 секунд. Значение твердости измеряли в трех испытаниях, соответствующие значения твердости представлены в табл. 3. Было замечено, что полученная алюминиевая пена имеет высокую твердость по сравнению с исходным алюминиевым материалом. (Образец 1 – полученная в работе алюминиевая пена; образец 2 – исходный плотный алюминий.)

### Испытание на сжатие

Прочность на сжатие пеноалюминиевого материала определяли на машине для испытаний на сжатие (СТМ). Для этого из пеноалюминие-

вого материала и плотного алюминия вырезали образцы прямоугольной формы, после чего образцы помещали на стол СТМ и прикладывали к ним нагрузку.

После приложения сжимающей нагрузки оба образца деформировались, а их размер изменялся как показано на рис. 10, а, б. Полученная прочность на сжатие для пеноалюминия и исходного алюминиевого материала составляет 607 и 493 кН соответственно.

На рис. 11 показана деформация пеноалюминия. Абсолютное укорочение образца прямо пропорционально приложенной сжимающей силе до 700 кН. При приложении нагрузки он может расколоться на куски, пористая структура при этом повреждается. Максимальная наблюдаемая сжимающая нагрузка – сила 760 кН, максимальное укорочение – 17 мм, процент смещения – 51 %.

### Выводы

Был разработан пеноалюминиевый материал с использованием карбоната кальция в качестве пенообразователя. В расплавленный металл до-

Таблица 3

Table 3

Результаты измерения твердости по Роквеллу (HRB)  
Rockwell Hardness test results (HRB)

Образец	Отпечаток 1	Отпечаток 2	Отпечаток 3	Среднее значение
Образец 1	77	76	80	77,6
Образец 2	24	28	25	25,6



а



б

Рис. 10. Деформированная алюминиевая пена (а), исходный материал (б)

Fig. 10. Deformed aluminium foam (a), parent material (b)

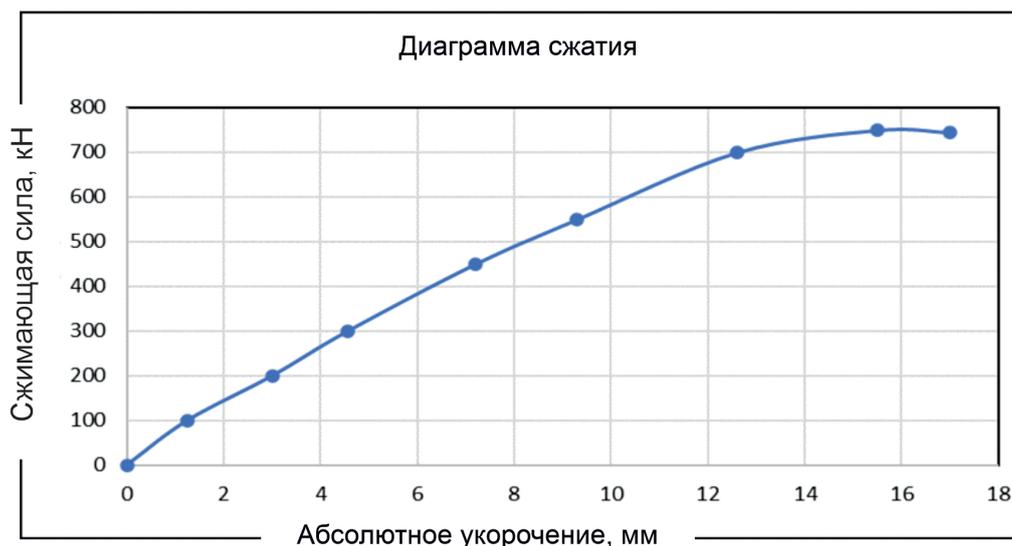


Рис. 11. График зависимости абсолютного укорочения образца пеноалюминиевого материала (мм) от сжимающей силы (кН)

Fig. 11. Graph for dependency of displacement (mm) on load (kN) of the foam aluminium material specimen

полнительно вводить стабилизатор не пришлось, так как при разложении образуется материал, повышающий вязкость. Для образования металлической пены использовалась механизированная мешалка. Разработанный пеноматериал имеет более высокую прочность на сжатие и ударную прочность по сравнению с исходным плотным материалом. По разработанному пеноматериалу можно отметить следующее.

- Разработанная металлическая пена имеет соотношение прочности и веса на 67 % выше, чем у основного материала.
- Размер пор варьируется в диапазоне от 0,075 до 1,43 мм, что позволяет металлической пене лучше поглощать энергию удара.
- Твердость пеноматериала на 52 HRB выше, чем у исходного плотного материала.
- Пеноматериал демонстрирует более высокую прочность на сжатие (607 кН) по сравнению с основным металлом (497 кН).
- Благодаря низкой плотности и высокой прочности на сжатие разработанный пеноматериал будет полезен в автомобильной промышленности, где требуется легкий материал с высокой прочностью.

### Список литературы

1. Comparative study of stir casting and infiltration casting of expanded glass-aluminium syntactic foams / S. Broxtermann, M.M. Su, H. Hao, T. Fiedler // Journal

of Alloys and Compounds. – 2020. – Vol. 845. – P. 155415. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.155415.

2. Banhart J. Light-metal foams history of innovation and technological challenges // Advanced Engineering Materials. – 2013. – Vol. 15 (3). – P. 82–111. – DOI: 10.1002/adem.201200217.

3. Banhart J., Seeliger H.-W. Aluminium foam sandwich panels: manufacture, metallurgy and applications // Advanced Engineering Materials. – 2008. – Vol. 10 (9). – P. 793–802. – DOI: 10.1002/adem.200800091.

4. Investigation on the effect of aluminium foam made of A413 aluminium alloy through stir casting and infiltration techniques / R. Karuppasamy, D. Barik, N.M. Sivaram, M.S. Dennison // International Journal of Materials Engineering Innovation. – 2020. – Vol. 11 (1). – P. 34–50. – DOI: 10.1504/IJMATEI.2020.104790.

5. Sharma S.S., Rajpoot Y.S. Development of aluminum metal foam using blowing agent // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol. 377 (1). – P. 012150. – DOI: 10.1088/1757-899X/377/1/012150.

6. Ghaleh M.H., Ehsani N., Baharvandi H.R. High-porosity closed-cell aluminum foams produced by melting method without stabilizer particles // International Journal of Metalcasting. – 2021. – Vol. 15. – P. 899–905. – DOI: 10.1007/s40962-020-00528-w.

7. Farahani M.R., Rezaei Ashtiani H.R., Elahi S.H. Effect of zinc content on the mechanical properties of closed-cell aluminum foams // International Journal of Metalcasting. – 2022. – Vol. 16 (2). – P. 713–722. – DOI: 10.1007/s40962-021-00635-2.

8. *Byakova A.V., Gnyloskurenko S.V., Nakamura T.* Effect of CaCO<sub>3</sub> foaming agent at formation and stabilization of Al-based foams fabricated by powder compact technique // *Materials Transactions*. – 2017. – Vol. 58 (2). – P. 249–258. – DOI: 10.2320/matertrans.M2016314.

9. Closed cell ZA27–SiC foam made through stir-casting technique / D.P. Mondal, M.D. Goel, N. Bagde, N. Jha, S. Sahu, A.K. Barnwal // *Materials & Design*. – 2014. – Vol. 57. – P. 315–324. – DOI: 10.1016/j.matdes.2013.12.026.

10. Fabrication, properties, and applications of open-cell aluminum foams: A review / W. Tan, Y. Liu, C. Zhou, X. Chen, Y. Li // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2021. – Vol. 62. – P. 11–24. – DOI: 10.1016/j.jmst.2020.05.039.

11. Improvements in stabilisation and cellular structure of Al based foams with novel carbonate foaming agent / A. Byakova, A. Sirko, K. Mykhalekov, Yu. Milman, S. Gnyloskurenko, T. Nakamura // *High Temperature Materials and Processes*. – 2007. – Vol. 26 (4). – P. 239–246. – DOI: 10.1515/HTMP.2007.26.4.239.

12. *Singh Sh., Bhatnagar N.* A survey of fabrication and application of metallic foams (1925–2017) // *Journal of Porous Materials*. – 2018. – Vol. 25. – P. 537–554. – DOI: 10.1007/s10934-017-0467-1.

13. *Naeem M.A., Gábor A., Mankovits T.* Influence of the manufacturing parameters on the compressive properties of closed cell aluminum foams // *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering*. – 2020. – Vol. 64 (2). – P. 172–178. – DOI: 10.3311/PPme.16195.

14. Research on dynamic accumulation effect and constitutive model of aluminum foams under dynamic impact / H. Gao, C. Xiong, J. Yin, H. Deng // *International Journal of Metalcasting*. – 2019. – Vol. 13 (1). – P. 146–157. – DOI: 10.1007/s40962-018-0245-0.

15. *Binesh F., Zamani J., Ghiasvand M.* Ordered structure composite metal foams produced by casting //

*International Journal of Metalcasting*. – 2018. – Vol. 12. – P. 89–96. – DOI: 10.1007/s40962-017-0143-x.

16. *Bolat Ç., Akgün İ.C., Gökşenli A.* Effect of aging heat treatment on compressive characteristics of bimodal aluminum syntactic foams produced by cold chamber die casting // *International Journal of Metalcasting*. – 2022. – Vol. 16 (2). – P. 646–662. – DOI: 10.1007/s40962-021-00629-0.

17. *Temiz A., Yaşar M., Koç E.* Fabrication of open-pore biodegradable magnesium alloy scaffold via infiltration technique // *International Journal of Metalcasting*. – 2022. – Vol. 16. – P. 317–328. – DOI: 10.1007/s40962-021-00604-9.

18. Influences of cell size, cell wall thickness and cell circularity on the compressive responses of closed-cell aluminum foam and its FEA analysis / K.S. Verma, D. Muchhala, S.K. Panthi, D.P. Mondal // *International Journal of Metalcasting*. – 2022. – Vol. 16 (2). – P. 798–813. – DOI: 10.1007/s40962-021-00627-2.

19. *Chen K., Guo L., Wang H.* A review on thermal application of metal foam // *Science China Technological Sciences*. – 2020. – Vol. 63 (12). – P. 2469–2490. – DOI: 10.1007/s11431-020-1637-3.

20. *Tan P.J., Reid S.R., Harrigan J.J.* On the dynamic mechanical properties of open-cell metal foams A re-assessment of the ‘simple-shock theory’ // *International Journal of Solids and Structures*. – 2012. – Vol. 49 (19–20). – P. 2744–2753. – DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2012.03.026.

21. An experimental investigation into the quasi-static compression behavior of open-cell aluminum foams focusing on controlling the space holder particle size / M. Hajizadeh, M. Yazdani, S. Vesali, H. Khodarahmi, T.M. Mostofi // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2021. – Vol. 70. – P. 193–204. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.08.043.

## Конфликт интересов

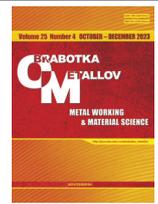
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2023 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## A synergistic approach to the development of lightweight aluminium-based porous metallic foam using stir casting method

Shyam Sharma <sup>a</sup>, Rahul Khatri <sup>b</sup>, Anurag Joshi <sup>c, \*</sup>

Department of Mechanical Engineering, Manipal University Jaipur, Rajasthan, 303007, India

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1510-5871>, [shyamsunder.sharma@jaipur.manipal.edu](mailto:shyamsunder.sharma@jaipur.manipal.edu);

<sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0003-1589-533X>, [rahul.khatri@jaipur.manipal.edu](mailto:rahul.khatri@jaipur.manipal.edu); <sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-8231-9423>, [anuragjoshi355@gmail.com](mailto:anuragjoshi355@gmail.com)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 04 September 2023

Revised: 27 September 2023

Accepted: 12 November 2023

Available online: 15 December 2023

#### Keywords:

Metallic foam

Stir casting

Porous foam

Light weight material

### ABSTRACT

**Introduction.** A synergetic approach to the development of lightweight aluminium metal foam by stir casting process is presented and various mechanical properties and microstructure are tested. **The purpose of this study** is due to the constant industrial demand for lightweight materials and increased research interest in porous substrates, mainly due to its unique properties. **Materials and method.** The method used for developing metallic aluminium foam was stir casting with calcium carbonate as a foaming agent to achieve a target interconnected porous microenvironment on a metal foam substrate. **Results and Discussion.** A set of physical properties, such as apparent density ( $1.8 \text{ g/cm}^3$ ), relative density ( $0.67 \text{ g/cm}^3$ ) and porosity (30 %) of the developed aluminium-based metal foams, is stated as the result. The developed metal foam has a strength-to-weight ratio 67 % higher than that of the base material. In addition, the results of field emission scanning electron microscopy of the developed metal foam confirm the presence of a porous network with a pore size from 0.075 mm to 1.43 mm. Energy dispersive spectroscopy confirmed the presence of the desired elements with minimal contamination in the developed aluminium foam substrates. Metal foam demonstrates a higher compressive strength (607 kN) compared to the base metal (497 kN). The mechanical characteristics of the developed metal foam substrate (hardness, compressive strength and impact energy) show the expected results compared to the base material. In general, the developed aluminium foam substrate established a promising route to the development of highly performance lightweight metal foam for shock absorber and acoustic applications.

**For citation:** Sharma S.S., Khatri R., Joshi A. A synergistic approach to the development of lightweight aluminium-based porous metallic foam using stir casting method. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 255–267. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-255-267. (In Russian).

### References

1. Broxtermann S., Su M.M., Hao H., Fiedler T. Comparative study of stir casting and infiltration casting of expanded glass-aluminium syntactic foams. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 845, p. 155415. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.155415.
2. Banhart J. Light-metal foams history of innovation and technological challenges. *Advanced Engineering Materials*, 2013, vol. 15 (3), pp. 82–111. DOI: 10.1002/adem.201200217.
3. Banhart J., Seeliger H.-W. Aluminium foam sandwich panels: manufacture, metallurgy and applications. *Advanced Engineering Materials*, 2008, vol. 10 (9), pp. 793–802. DOI: 10.1002/adem.200800091.
4. Karuppasamy R., Barik D., Sivaram N.M., Dennison M.S. Investigation on the effect of aluminium foam made of A413 aluminium alloy through stir casting and infiltration techniques. *International Journal of Materials Engineering Innovation*, 2020, vol. 11 (1), pp. 34–50. DOI: 10.1504/IJMATEI.2020.104790.
5. Sharma S.S., Rajpoot Y.S. Development of aluminum metal foam using blowing agent. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 377 (1), p. 012150. DOI: 10.1088/1757-899X/377/1/012150.

#### \* Corresponding author

Joshi Anurag, Ph.D. (Engineering), Assistant Professor

Manipal University Jaipur,

303007, Rajasthan, India

Tel.: +91-9772844555, e-mail: [anuragjoshi355@gmail.com](mailto:anuragjoshi355@gmail.com)



6. Ghaleh M.H., Ehsani N., Baharvandi H.R. High-porosity closed-cell aluminum foams produced by melting method without stabilizer particles. *International Journal of Metalcasting*, 2021, vol. 15, pp. 899–905. DOI: 10.1007/s40962-020-00528-w.
7. Farahani M.R., Rezaei Ashtiani H.R., Elahi S.H. Effect of zinc content on the mechanical properties of closed-cell aluminum foams. *International Journal of Metalcasting*, 2022, vol. 16 (2), pp. 713–722. DOI: 10.1007/s40962-021-00635-2.
8. Byakova A.V., Gnyloskurenko S.V., Nakamura T. Effect of CaCO<sub>3</sub> foaming agent at formation and stabilization of Al-based foams fabricated by powder compact technique. *Materials Transactions*, 2017, vol. 58 (2), pp. 249–258. DOI: 10.2320/matertrans.M2016314.
9. Mondal D.P., Goel M.D., Bagde N, Jha N., Sahu S., Barnwal A.K. Closed cell ZA27–SiC foam made through stir-casting technique. *Materials & Design*, 2014, vol. 57, pp. 315–324. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.12.026.
10. Tan W., Liu Y., Zhou C., Chen X., Li Y. Fabrication, properties, and applications of open-cell aluminum foams: A review. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, vol. 62, pp. 11–24. DOI: 10.1016/j.jmst.2020.05.039.
11. Byakova A., Sirko A., Mykhalekov K., Milman Yu., Gnyloskurenko S., Nakamura T. Improvements in stabilisation and cellular structure of Al based foams with novel carbonate foaming agent. *High Temperature Materials and Processes*, 2007, vol. 26 (4), pp. 239–246. DOI: 10.1515/HTMP.2007.26.4.239.
12. Singh Sh., Bhatnagar N. A survey of fabrication and application of metallic foams (1925–2017). *Journal of Porous Materials*, 2018, vol. 25, pp. 537–554. DOI: 10.1007/s10934-017-0467-1.
13. Naeem M.A., Gábora A., Mankovits T. Influence of the manufacturing parameters on the compressive properties of closed cell aluminum foams. *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering*, 2020, vol. 64 (2), pp. 172–178. DOI: 10.3311/PPme.16195.
14. Gao H., Xiong C., Yin J., Deng H. Research on dynamic accumulation effect and constitutive model of aluminum foams under dynamic impact. *International Journal of Metalcasting*, 2019, vol. 13 (1), pp. 146–157. DOI: 10.1007/s40962-018-0245-0.
15. Binesh F., Zamani J., Ghiasvand M. Ordered structure composite metal foams produced by casting. *International Journal of Metalcasting*, 2018, vol. 12, pp. 89–96. DOI: 10.1007/s40962-017-0143-x.
16. Bolat Ç., Akgün İ.C., Gökşenli A. Effect of aging heat treatment on compressive characteristics of bimodal aluminum syntactic foams produced by cold chamber die casting. *International Journal of Metalcasting*, 2022, vol. 16 (2), pp. 646–662. DOI: 10.1007/s40962-021-00629-0.
17. Temiz A., Yaşar M., Koç E. Fabrication of open-pore biodegradable magnesium alloy scaffold via infiltration technique. *International Journal of Metalcasting*, 2022, vol. 16, pp. 317–328. DOI: 10.1007/s40962-021-00604-9.
18. Verma K.S., Muchhala D., Panthi S.K., Mondal D.P. Influences of cell size, cell wall thickness and cell circularity on the compressive responses of closed-cell aluminum foam and its FEA analysis. *International Journal of Metalcasting*, 2022, vol. 16 (2), pp. 798–813. DOI: 10.1007/s40962-021-00627-2.
19. Chen K., Guo L., Wang H. A review on thermal application of metal foam. *Science China Technological Sciences*, 2020, vol. 63 (12), pp. 2469–2490. DOI: 10.1007/s11431-020-1637-3.
20. Tan P.J., Reid S.R., Harrigan J.J. On the dynamic mechanical properties of open-cell metal foams A reassessment of the ‘simple-shock theory’. *International Journal of Solids and Structures*, 2012, vol. 49 (19–20), pp. 2744–2753. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2012.03.026.
21. Hajizadeh M., Yazdani M., Vesali S., Khodarahmi H., Mostofi T.M. An experimental investigation into the quasi-static compression behavior of open-cell aluminum foams focusing on controlling the space holder particle size. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, vol. 70, pp. 193–204. DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.08.043.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2023 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Моделирование эрозионного износа титанового сплава высокоскоростным потоком частиц

Евгений Строкач <sup>a, \*</sup>, Глеб Кожевников <sup>b</sup>, Алексей Пожидаев <sup>c</sup>, Сергей Добровольский <sup>d</sup>

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), Волоколамское шоссе, 4, г. Москва, 125993, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0001-5376-1231>, [evgenij.strokatsch@mai.ru](mailto:evgenij.strokatsch@mai.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0009-0001-4622-7476>, [kozhevnikov.mai@yandex.ru](mailto:kozhevnikov.mai@yandex.ru);  
<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-7667-5392>, [pozhideev.mai@xmail.ru](mailto:pozhideev.mai@xmail.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1884-1882>, [dobrovolskiy\\_s@mail.ru](mailto:dobrovolskiy_s@mail.ru)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 620.191, 629.017

#### История статьи:

Поступила: 15 сентября 2023  
 Рецензирование: 29 сентября 2023  
 Принята к печати: 28 октября 2023  
 Доступно онлайн: 15 декабря 2023

#### Ключевые слова:

Эрозионный износ  
 Численное моделирование  
 Твердые частицы  
 Ansys FLUENT  
 Shape factor  
 Ti6Al4V  
 CFD  
 Эродирование твердыми частицами  
 GEKO  
 Эрозия сплава  
 Модель турбулентности

#### Финансирование

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России, тема FSFF-2023-0006.

#### Благодарности

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнауки № 13.ЦКП.21.0034).

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Прогнозирование износа деталей твердыми частицами в газовом потоке и управление его интенсивностью требует построения полноценной методики моделирования. Это связано с проведением большого количества частных исследований чувствительности и влияния параметров моделей разных физических процессов и последующей верификации результатов. **Целью работы** являлась разработка такой методики для частного случая – нормального натекания высокоскоростного потока твердых частиц кварца с неравномерным распределением по размерам на поверхность образца из сплава Ti<sub>6</sub>Al<sub>4</sub>V с помощью CFD-методов. **Методы.** Течение газа описывалось уравнениями Навье – Стокса, осредненными по Рейнольдсу, где частицы, согласно Эйлер-Лагранжевой постановке, представлялись математическими точками с соответствующими свойствами. В работе исследовалось влияние двух параметрических моделей турбулентности, k-epsilon standard и RNG k-epsilon, а также относительно новой модели GEKO и ее параметров. На примере Ока и DNV оценивалось влияние моделей эрозии на интегральную скорость эродирования. В ходе исследования был затронут вопрос влияния формы частиц на профиль износа и итоговую скорость эродирования. Результаты моделирования сравнивались со специально проведенным лабораторным экспериментом, который позволил определить профиль износа и скорость уноса материала (скорость эродирования). **Результаты и обсуждение.** Результаты показали, что ни расчетный профиль износа, ни расчетная скорость эродирования не зависят от рассмотренных моделей турбулентности и их настроек. Наоборот, расчетная скорость износа ожидаемо существенно зависит от выбора полуэмпирической модели эрозии и калибровки коэффициентов. Интересным оказалось влияние коэффициента формы на расчетную картину износа и итоговую расчетную скорость эродирования. При увеличении лобового сопротивления за счет изменения формы частиц снижалась скорость эрозии, а профиль износа перестраивался вслед за частицами к форме кратера, сходной с экспериментальной. Ожидается, что наблюдаемые результаты будут полезны не только для прогнозирования износа в деталях и механизмах различных видов техники, но и при управлении износом, режимами обработки поверхностей для дробеударного упрочнения и формообразования.

**Для цитирования:** Моделирование эрозионного износа титанового сплава высокоскоростным потоком частиц / Е.А. Строкач, Г.Д. Кожевников, А.А. Пожидаев, С.В. Добровольский // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 268–283. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-268-283.

#### \*Адрес для переписки

Строкач Евгений Александрович, к.т.н., ведущий инженер  
 Московский авиационный институт  
 (национальный исследовательский университет),  
 Волоколамское шоссе, 4,  
 125993, г. Москва, Россия  
 Тел.: +7 (916) 338-63-66, e-mail: [evgenij.strokatsch@mai.ru](mailto:evgenij.strokatsch@mai.ru)

## Введение

Известно, что эрозия твердыми частицами (в частности, в газовом потоке) является распространенной проблемой в аэрокосмической, энергетической, автомобильной и других областях. К настоящему моменту изучение этого

явления породило массу экспериментальных работ для разных материалов частиц, материалов поверхности и покрытий, условий натекания, характеристик частиц и т. п. [1–9] Создано, применяется и перманентно уточняется множество эмпирико-аналитических подходов для инженерной оценки скорости эродирования: методы на базе подходов Finnie, Bitter, Oka, Tabakoff и др. В последнее время активно развивались численные методы моделирования как на базе методов CFD (computational fluid dynamics, вычислительной гидрогазодинамики), применимых для инженерного повседневного анализа, так и на основе FEA (Finite element analysis) и SPH (Smooth particle hydrodynamics) и его производных, позволяющих изучить процессы на микроуровне [1, 9–14].

Ранее был представлен небольшой обзор тенденций в методах моделирования эрозии на примере некоторых работ, применяющих CFD и FEA [8]. Одним из самых популярных тестов для моделирования и верификации служила система из одного и более изогнутых под  $90^\circ$  каналов, где под действием несущей фазы (чаще всего воздуха) частицы разгонялись и эродировали поверхность [2, 3, 15]. В работах с CFD для моделирования движения частиц, как правило, используется подход Эйлера – Лагранжа, представляющий группы частиц математическими точками с заданными массой, материалом и размерами [16–18]. В публикациях авторы сравнивают и рекомендуют разные модели турбулентности (как правило, расчеты проводятся на основе системы осредненных по Рейнольдсу уравнений Навье – Стокса) и полуэмпирические модели эрозии в зависимости от задачи.

Большую обзорную работу в части применения CFD и эмпирико-аналитических зависимостей провели Shinde и др. [1]. Авторы подтверждают применимость CFD по точности для широкого круга задач и подчеркивают, что все еще требуется разработка новых эмпирико-аналитических зависимостей, а также важность оценки угла падения частиц, который зачастую зависит от несущей фазы.

Выводы, полученные при анализе эрозионного износа частицами в потоке несжимаемой жидкости (slurry erosion), применимы и для эродирования в газовой среде. Так, H. Arabnejad [19] и A. Mansouri [20], представители группы

E/CRC, разработали и верифицировали эмпирико-аналитические зависимости на основе разделения деформационного и абразивного типа износа, как ранее предлагал Bitter [6, 7]. Эти модели включают большое количество параметров, связанных с формой частиц, условиями натекания и материалом поверхности. В целом указанные зависимости имеют высокий потенциал применения и для моделирования эрозии в газообразной среде.

Современный анализ работ с FEA- и SPH-моделированием эрозии частицами также реализовался в ряд обзоров за авторством R. Tarodiya и A. Levy, A. Krella, V. Bonu и H. Varshilia, A. Fardan [9–12]. За счет возможности в явном виде смоделировать столкновение частиц с поверхностью современные работы направлены на уточнение подходящих моделей материалов, описывающих их пластичное поведение и условия разрушения; влияние температуры образца; оценки эффективности покрытий; изучение влияния формы и размера частиц в явном виде, а также условий натекания частиц: скоростей, взаимного столкновения, углов падения, вращения частиц [21–28].

Несмотря на большие усилия по построению методики моделирования эрозии твердыми частицами для групп материалов или условий, к настоящему моменту не только не удалось сформировать обобщенную методику, включающую в себя микро- и макроуровень описания процесса, но продолжают исследования частных явлений и влияния настроек математических моделей процессов, важных в конкретном случае.

Внимание в настоящей работе уделено моделированию эродирования поверхности популярного титанового сплава  $Ti_6Al_4V$  потоком частиц  $SiO_2$  в воздушной среде. Такое моделирование в первую очередь требует точного описания течения газа и, в случае применения наиболее распространенного подхода – осредненных по Рейнольдсу уравнений Навье – Стокса (RANS), делает необходимым выбор модели турбулентности. Моделирование эрозии с помощью CFD также связано с использованием метода оценки скорости уноса материала поверхности в зависимости от условий падения частиц. В этом качестве, как правило, выступают эмпирико-аналитические методы, которые опираются на эмпирически обоснованные коэффициен-

ты для узкого круга условий. Эти коэффициенты зачастую требуют настройки и оценки чувствительности модели к их варьированию.

Как было отмечено, многие авторы при CFD-моделировании процесса эродирования частицами исследовали влияние моделей турбулентности. Однако большинство этих работ выполнены для невысоких скоростей натекания гетерогенной смеси на поверхность (менее 150–200 м/с) и не включали в себя относительно новой модели Generalized equation k-omega (GEKO) [29–31], которая может быть откалибрована несколькими коэффициентами для моделирования конкретной задачи без потери ее связности и физичности. Поэтому в настоящей работе уделено отдельное внимание модели GEKO в сравнении с распространенными k-epsilon standard и RNG.

Кроме того, в основном в имеющихся публикациях рассматривается эрозия частицами одного диаметра или узкого диапазона. Учет неравномерности распределения может существенно влиять на формирование гетерогенной струи, в итоге меняя и профиль износа на поверхности. В данном исследовании частицы имеют диапазон 2–63 мкм со смещением в сторону мелких диаметров.

Таким образом, **целью работы** являлось изучение подхода к CFD-моделированию частного случая натекания высокоскоростной гетерогенной струи с существенно неравномерным размерным распределением частиц на образец из  $Ti_6Al_4V$ . В связи с ограниченным объемом статьи поставленные задачи охватывали исследование влияния на расчетную скорость износа выбора моделей турбулентности и их настроек; выбора модели эрозии и их настроечных коэффициентов; формы частиц. Кроме того, для оценки работоспособности выбранного подхода сравнивались интегральные значения расчетной и экспериментальной скоростей эродирования, сопоставлялись расчетные профили удельной скорости эрозии и экспериментальный профиль уноса материала.

Ожидается, что выводы могут быть полезны для формирования не только части методики моделирования процесса эродирования, но и технологических процессов обработки сплавов – в первую очередь поверхностного упрочнения и дробеударного формообразования.

## Методика исследований

### Эксперимент

В работе использовался лабораторный экспериментальный стенд для исследования эрозии поверхности при воздействии гетерогенного потока. Принцип работы состоял в подаче частиц кварца в смесительную камеру, где смесь газа (в данном случае воздуха) и частиц подавалась в ускоритель, представляющей собой сопло Лавалля, в котором гетерогенный поток под действием разницы давлений разгонялся и попадал на неподвижно закрепленный образец. Основными параметрами, характеризующими экспериментальную точку, были давление на входе в ускоритель и исходная температура газа. Такая постановка позволяет исследовать износ для разных углов натекания частиц, температур и скоростей. Оцениваемыми результатами испытаний являлись форма кратера и унос материала образца, позволяющий оценить скорость износа.

Расход частиц на каждой экспериментальной точке составлял  $7,64 \times 10^{-6}$  кг/с в течение 5 минут, температура – 140 °С, давление в ускорителе – 5,75 бар. Срез ускорителя располагался на расстоянии 20 мм от образца, закрепленного под углом 90° к положению ускорителя. Распределение частиц  $SiO_2$  по размерам представлено на рис. 1. В спектре преобладали очень мелкие фракции, а максимальный эквивалентный диаметр частиц составлял 63 мкм.

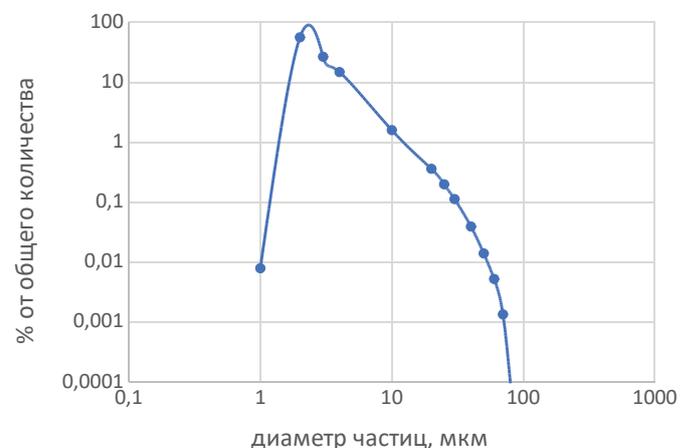


Рис. 1. Распределение частиц по размерам (количественное)

Fig. 1. Particle size distribution

### Постановка и геометрическая модель

Из-за отсутствия экспериментальных данных о распределении скоростей потока и частиц в областях ускорителя при натекании на образец, для их учета при оценке скорости эродирования требовалось моделирование всего ускорителя, что привело к формированию цельной расчетной области внутри ускорителя и между срезом сопла трубки и эродируемой поверхностью. Общий вид трубки ускорителя с соплом представлен на рис. 2. Двухфазный поток частиц и воздуха поступает в сопло Лавала, ускоряется и через трубку истекает на образец из титанового сплава  $Ti_6Al_4V$ .

Исходя из осесимметричности задачи, область движения двухфазного потока можно представить в двумерной осесимметричной постановке, что повышает устойчивость расчета и экономит вычислительные ресурсы. Полноценная модель расчетной области строилась из

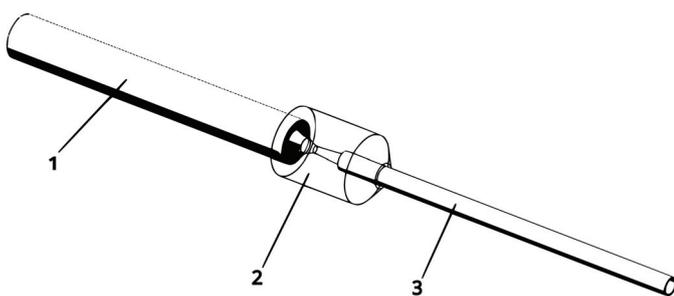


Рис. 2. Модель ускорителя:

1 – смеситель; 2 – сужающийся участок ускорителя;  
3 – расширяющийся участок ускорителя

Fig. 2. Flow accelerator model:

mixer (1); converging part (2); diverging part (3)

двух сеточных областей – ускорителя и области течения между ускорителем и образцом. В пакете ICEM CFD строилась структурированная блочная сетка с относительно высоким безразмерным расстоянием  $y^+$  около эродируемой поверхности, что связано с применением масштабированной функции стенки для моделирования пограничного слоя. Схема с обозначением типов граничных условий (ГУ) представлена на рис. 3.

### Физические модели / исследование сеточной сходимости

Рассматриваемая модель основана на применении уравнений Навье – Стокса, осредненных по Рейнольдсу, для описания движения несущей фазы – воздуха (идеального газа). Осреднение требует учета турбулентных явлений через модель турбулентности, выбор которой может существенно влиять на результаты, а также требуется специальная оценка чувствительности самих моделей и их коэффициентов. Далее рассмотрено влияние моделей на основе уравнений для турбулентной кинетической энергии  $k$ , ее скорости диссипации  $\epsilon$  и моделей на основе  $k$  и удельной скорости диссипации  $\omega$ : k-epsilon standard, k-epsilon RNG, Generalized equation k-omega (GEKO) [29–31]. Модель k-epsilon standard выбрана как база для многих моделей турбулентности, направленных на описание явлений в ядре потока; RNG – как модель, которая, как считается, дает большую точность для течений с высокими градиентами скоростей, закрученных течений [30]. GEKO является относительно новой моделью на основе  $k$  и  $\omega$ , полная документация которой до сих пор не открыта, а ее осо-

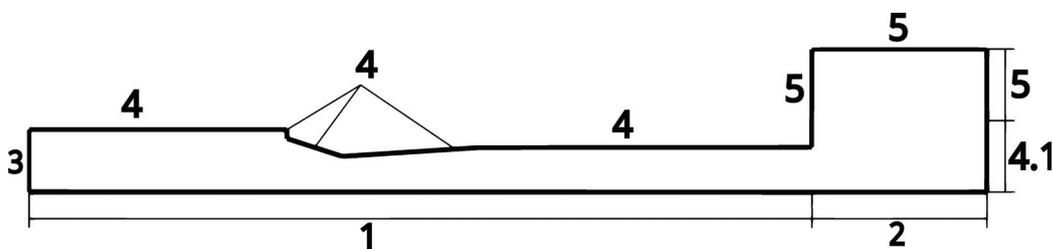


Рис. 3. Схема расчетной области:

1 – область ускорителя; 2 – область свободного истечения на образец; 3 – ГУ входа (смесь газа с частицами); 4 – стенка; 4.1 – область стенки, соответствующая образцу; 5 – ГУ выхода

Fig. 3. 2d axisymmetrical schematic diagram and boundary conditions:

accelerator area (1); outflow from accelerator to sample (2); inlet boundary condition (air + particle initialization area) (3); wall boundary condition (4); sample wall BC (4.1); pressure outlet boundary condition (5)

бенность состоит в сохранении целостности при изменении настроечных коэффициентов. Другими словами, пользователь может менять поведение модели в широком диапазоне решений, не опасаясь за физичность результатов. Основные уравнения выглядят следующим образом.

Уравнения модели GEKO из [29–32]:

$$\frac{\partial(\rho k)}{\partial t} + \frac{\partial(\rho u_j k)}{\partial x_j} = \frac{\partial}{\partial x_j} \left[ \left( \mu + \frac{\mu_t}{\sigma_k} \right) \frac{\partial k}{\partial x_j} \right] + P_k - C_{p,k} \rho k \omega; \quad (1)$$

$$\frac{\partial(\rho \omega)}{\partial t} + \frac{\partial(\rho u_j \omega)}{\partial x_j} = \frac{\partial}{\partial x_j} \left[ \left( \mu + \frac{\mu_t}{\sigma_k} \right) \frac{\partial \omega}{\partial x_j} \right] + P_k C_{\omega 1} F_1 \frac{\omega}{k} - F_2 C_{\omega 2} \rho \omega^2 + C D F_3 \rho, \quad (2)$$

где доступные для варьирования коэффициенты  $C_{mw}$ ,  $C_{sep}$ ,  $C_{mw}$  имплементированы через функции  $F_1$ ,  $F_2$  и  $F_3$  [29–31]. Коэффициент  $C_{mw}$ , по словам авторов, направлен на изменение поведения модели в пограничном слое и в целом в пристенке. Ожидается, что его влияние будет невелико из-за применения пристеночной функции стенки. Коэффициент  $C_{sep}$ , как указано в документации, не является главным параметром для улучшения работы модели, но может быть преимущественным для закругленных концентрических потоков. С учетом цилиндрического сопла ускорителя этот коэффициент может иметь влияние в заданных условиях. Наконец,  $C_{sep}$  считается наиболее влияющим коэффициентом, направленным на улучшение работы при существенных обратных градиентах давления и разрешения областей с ламинарно-турбулентным переходом. Стоит отметить, что ранее для случая реагирующего течения [32]  $C_{sep}$  оказался наиболее важным коэффициентом по критериям давления и теплового потока, а снижение  $C_{sep}$  приближало работу GEKO к k-epsilon-модели. Ранее для течения гетерогенного потока с относительно малыми скоростями в трубе модель GEKO и варьирование ее параметров также показали слабое влияние на скорость и картину износа в колене трубы [33].

Для моделирования твердых частиц использовался Эйлер-Лагранжев подход, хорошо зарекомендовавший себя в таких задачах [2, 3, 8, 15–19]. При расчетах на ГУ входа ускорителя задавались давление и температура, соответ-

ствующие экспериментальным для исследуемой точки, а также ввод твердых частиц с расходом  $7,65 \times 10^{-6}$  кг/с экспериментальным распределением по количеству и нулевой скоростью (допущение модели из-за отсутствия информации о скорости частиц в докритическом участке ускорителя). Для частиц задавалось условие равенства скорости частиц скорости потока, а также закон лобового сопротивления, основанный на сферичности частиц. При CFD-моделировании износа частицами требуется применение модели эрозии, задаваемой на эродируемой поверхности. Часто используют эмпирико-аналитические модели, которые увязывают скорость уноса материала с параметрами натекающих частиц (в разных случаях их размером, скоростями и углом падения). При этом они имеют несколько эмпирических коэффициентов, как правило, подобранных для некоторых типов материалов. Среди распространенных коммерческих продуктов, в том числе Ansys FLUENT, одной из самых популярных моделей является Ока [34]. Она использовалась как базовая для исследования сеточной сходимости и влияния моделей турбулентности.

Для исследования сеточной сходимости были проведены расчеты на пяти сетках разной размерности на базе Ока, модели турбулентности k-epsilon Standard Shear-stress transport и с турбулентным числом Прандтля 0,85. Использовалась расчетная точка 5,75 бар, 140 °С.

Исходя из критерия суммарной удельной эрозии для области между ускорителем и образцом была выбрана сетка с общим количеством в 1,65 млн гексаэдральных ячеек. Для оценки сетки в ускорителе был выбран критерий профиля скорости в области истечения. Финальная расчетная сетка области ускорителя включала в себя 190 тыс. ячеек.

## Результаты и их обсуждение

Очевидно, скорость эродирования поверхности будет напрямую зависеть от распределения скоростей частиц и углов их падения, что связано с профилем скорости при истечении из ускорителя. Характерная картина течения при истечении из ускорителя и обтекании поверхности для модели турбулентности k-epsilon представлена на рис. 4. При нормальном направлении

высокоскоростного потока в непосредственной близости от стенки скорость резко снижается, но образуется локальная область ускорения потока, обтекающего область торможения. Высокая скорости струи, формируемой ускорителем гетерогенного потока, способствует эжекции спутного воздушного потока и ускоряет его. В результате образуется область обратных токов, которая уже не может влиять на процесс эродирования, так как находится далеко от эродируемой поверхности (на рис. 4 – внизу в центре высокоскоростной струи).

Для построения картины скоростей эродирования и сравнения моделей использовался критерий удельного эрозионного износа, рассчитываемого в каждой ячейке на поверхности образца (область 4.1 на рис. 3) как отношение унесенной массы к массе частиц в этой ячейке. На рис. 5 представлено влияние модели турбулентности по длине образца вдоль радиуса пятна износа (точка 0 мм соответствует центру пятна).

Заметно слабое влияние модели турбулентности. Очевидно, что это связано с близким распределением скоростей течения и турбулентной вязкости (которую определяет модель турбу-

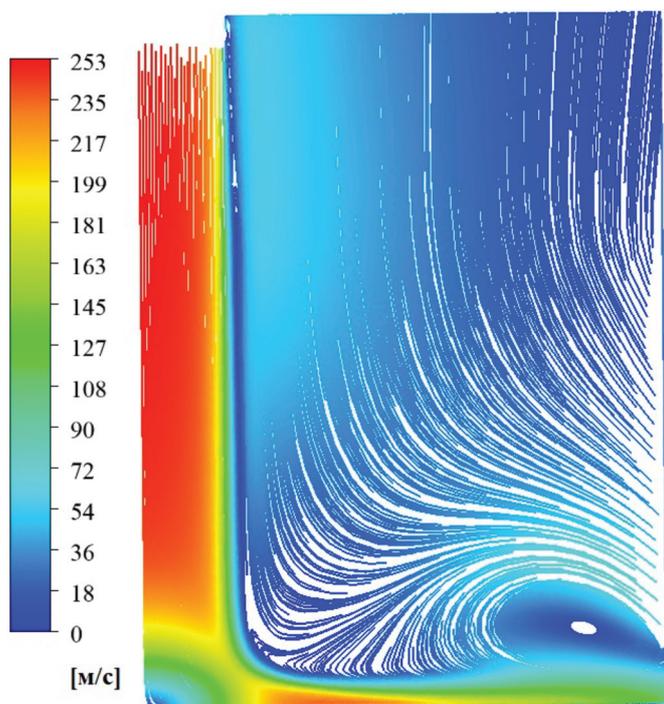


Рис. 4. Картина натекания высокоскоростного потока после истечения из ускорителя на поверхность образца

Fig. 4. High-velocity flow impacting sample surface

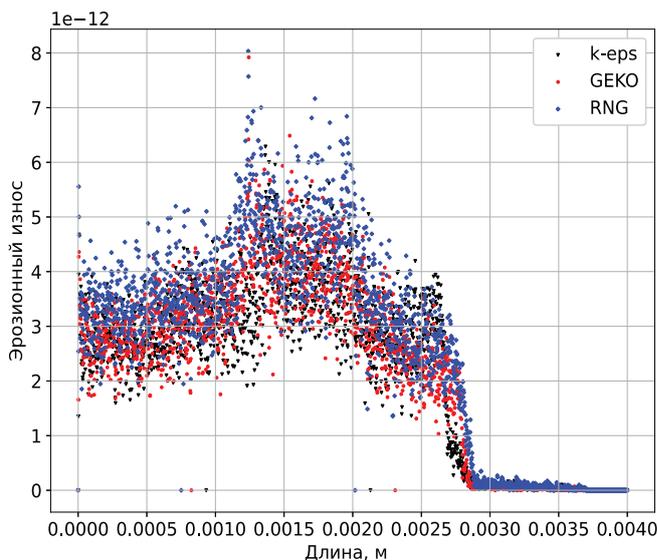


Рис. 5. Влияние моделей турбулентности

Fig. 5. The effect of turbulence models

лентности), что было показано ранее для реагирующего течения [32].

Как было отмечено, модель GEKO дает особые возможности в части варьирования коэффициентов модели. На рис. 6–8 представлено влияние настроечных параметров модели GEKO –  $C_{sep}$ ,  $C_{nw}$  и  $C_{jet}$ .

Видно, что основные настроечные коэффициенты модели GEKO не влияют или слабо влияют на эрозионный износ при варьировании в относительно широком пределе даже по сравнению с влиянием модели турбулентности в целом.

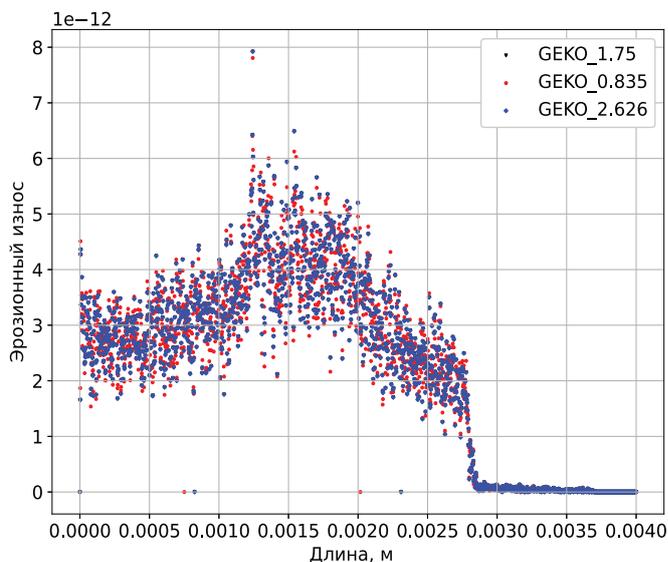


Рис. 6. Влияние коэффициента  $C_{sep}$  модели GEKO

Fig 6. The effect of  $C_{sep}$  GEKO coefficient

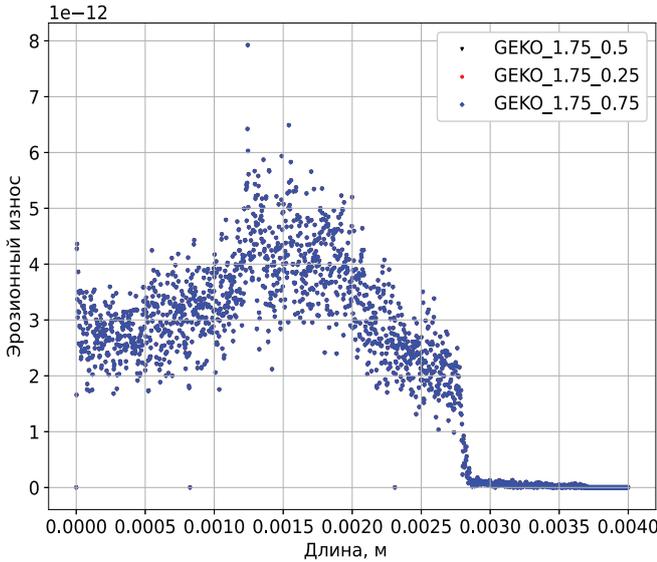


Рис. 7. Влияние коэффициента  $C_{nw}$  при  $C_{sep}$  1,75 модели GEKO

Fig. 7. The effect of  $C_{nw}$  GEKO coefficient at  $C_{sep}$  1.75

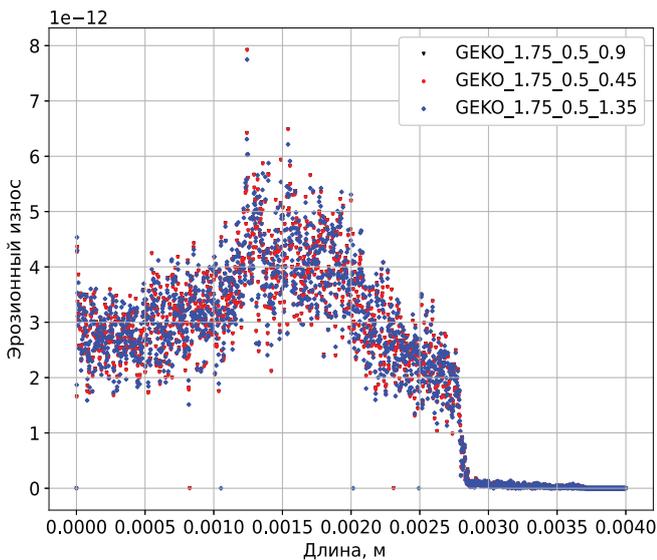


Рис. 8. Влияние коэффициента  $C_{jet}$  при  $C_{sep}$  1,75 и  $C_{nw}$  0,5 модели GEKO

Fig. 8. The effect of  $C_{jet}$  GEKO coefficient at  $C_{sep}$  1.75 and  $C_{nw}$  0.5

Оценка влияния модели эрозии проводилась на примере двух самых распространенных моделей – Ока [30, 34] и DNV [30, 35].

Модель Ока:

$$E = E_{90} \left( \frac{V}{V_{ref}} \right)^{k_2} \left( \frac{d}{d_{ref}} \right)^{k_3} f(\gamma), \quad (3)$$

где  $E_{90}$  – референсная скорость эродирования при угле падения частиц  $90^\circ$ ;  $V$  – скорость ча-

стиц;  $V_{ref}$  – референсная скорость;  $d$  – диаметр частиц;  $d_{ref}$  – референсный диаметр;  $k_2$  и  $k_3$  – коэффициенты модели;  $f(\gamma)$  – функция угла, определяемая как

$$f(\gamma) = (\sin \gamma)^{n_1} (1 + H_v(1 - \sin \gamma))^{n_2}, \quad (4)$$

где  $\gamma$  – угол падения частицы (в радианах);  $H_v$  – коэффициент твердости по Виккерсу (ГПа);  $n_1$  и  $n_2$  – константы.

Модель DNV:

$$E = \dot{m}_p K U_p^n f(\alpha), \quad (5)$$

где  $\dot{m}_p$  – расход частиц эродента;  $K$ ,  $n$  – констан-

ты; функция  $f(\alpha) = \sum -1^{i+1} A_i \left( \frac{\alpha\pi}{180} \right)^i$ , а ее коэф-

фициенты представлены в табл. 1.

Константы этих эмпирико-аналитических моделей зависят от материала и условий проведения эксперимента. Для исследования чувствительности независимых параметров модели Ока коэффициенты вычислялись исходя из микротвердости эродируемого материала по Виккерсу и согласно [36], а подбираемым и настраиваемым коэффициентом является  $E_{90}$ . В табл. 2 и на рис. 9, 10 представлено исследование влияния коэффициента  $E_{90}$  и степенного коэффициента  $k_3$ , а расчетная скорость эродирования  $ER_{расч}$  сравнивается с экспериментальной  $ER_{эксп}$ , полученной для двух опытов с одинаковыми условиями. Коэффициент  $k_3$  взят как стоящий при приведенном диаметре, при этом очевидно, что , стоящий при приведенной скорости, и функция угла будут иметь существенное влияние.

Видно, что влияние коэффициента  $k_3$  мало в сравнении с  $E_{90}$  ( $E_{ref}$ ) и сопоставимо с влиянием модели турбулентности.

Параметры модели DNV для  $Ti_6Al_4V$  (аналога  $Ti_6Al_4V$ ) взяты из работы [37]. В табл. 3 и на рис. 11, 12 представлено влияние линейного коэффициента  $K$  и показателя степени  $n$ .

Видно, что, как и в случае Ока, линейный коэффициент имеет значительно большее влияние по сравнению со степенным коэффициентом.

Таблица 1

Table 1

**Коэффициенты модели DNV**  
**DNV model coefficients**

$A_1$	$A_2$	$A_3$	$A_4$	$A_5$	$A_6$	$A_7$	$A_8$
9,37	42,295	110,864	175,804	170,137	98,398	31,211	4,17

Таблица 2

Table 2

**Влияние параметров модели Ока**  
**The effect of Oka parameters**

N	Oka								$ER_{расч}$
	$T_{90}$	$HV$ (GPa)	$n_1$	$n_2$	$k_2$	$k_3$	$D_{ref}$	$V_{elref}$	
1	6,154e-4	0,35	0,613	6,439	2,21	0,19	0,00326	104	6,322e-4
2	3,077e-4	0,35	0,613	6,439	2,21	0,19	0,00326	104	3,161e-4
3	9,231e-4	0,35	0,613	6,439	2,21	0,19	0,00326	104	1,057e-3
4	6,154e-4	0,35	0,613	6,439	2,21	0,16	0,00326	104	6,88e-4
5	6,154e-4	0,35	0,613	6,439	2,21	0,21	0,00326	104	5,977e-4
6	4e-3	0,35	0,613	6,439	2,21	0,19	0,00326	104	4,239e-3
7	8e-3	0,35	0,613	6,439	2,21	0,19	0,00326	104	8e-3
8	5e-3	0,35	0,613	6,439	2,21	0,19	0,00326	104	5,046e-3
$ER_{эксп}$									4,43e-03
									3,16e-03

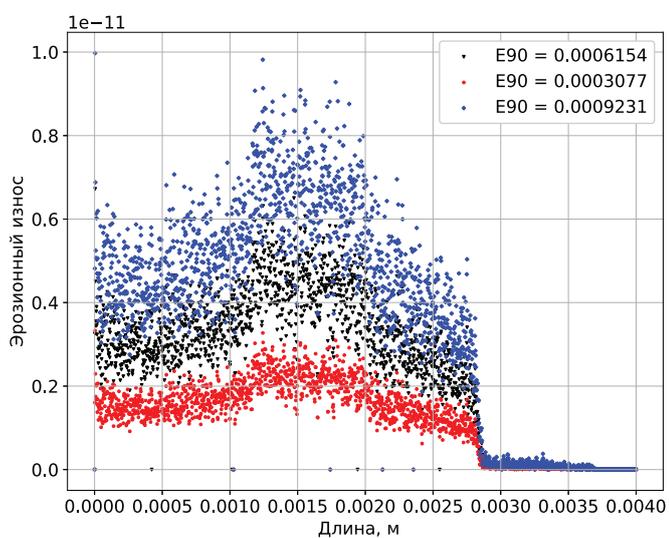


Рис. 9. Влияние коэффициента  $E_{90}$   
Fig. 9. The effect of  $E_{90}$  coefficient

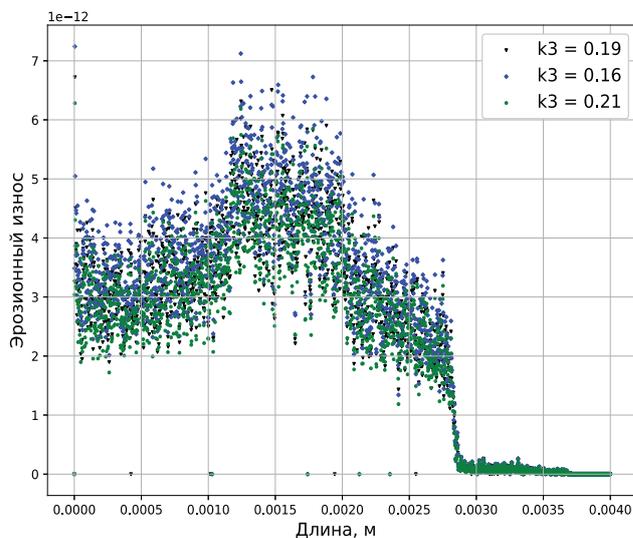


Рис. 10. Влияние коэффициента  $k_3$   
Fig. 10. The effect of  $k_3$  coefficient

Таблица 3  
Table 3

**Влияние параметров модели DNV**  
**The effect of DNV parameters**

N	DNV		ER <sub>расч</sub>
	K	n	
1	2e-9	2,6	5,919e-4
2	1e-9	2,6	2,959e-4
3	3e-9	2,6	8,878e-4
4	2e-9	3,9	7,044e-4
ER <sub>эксп</sub>			4,43e-03
			3,16e-03

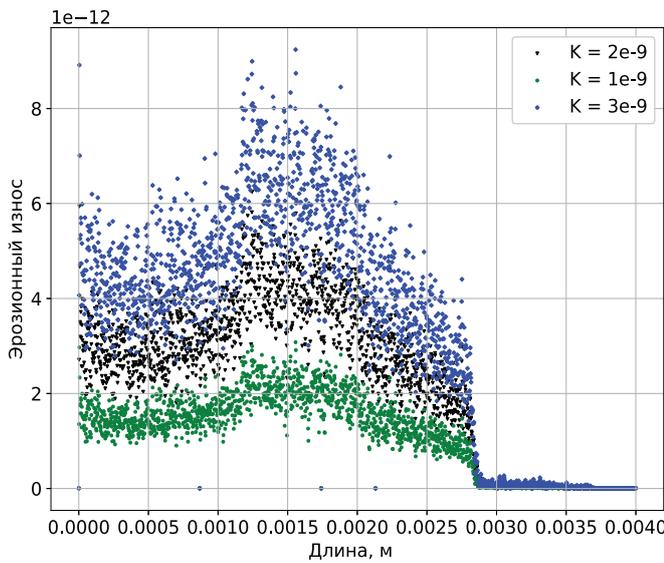


Рис. 11. Влияние коэффициента K по длине образца  
Fig. 11. The effect of K coefficient along the sample

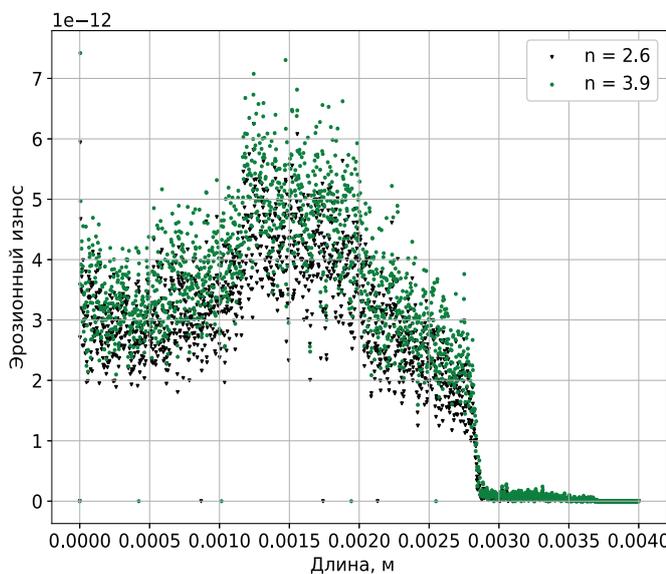


Рис. 12. Влияние коэффициента n по длине образца  
Fig. 12. The effect of n coefficient along the sample

Видно также, что заметные значения износа достигаются на расстоянии до приблизительно 2,7 мм от центра пятна износа, далее идет резкое падение интенсивности износа и постепенный переход к нулевым значениям на расстоянии приблизительно 3,7 мм. Подобная площадь износа (рис. 13) наблюдается на образцах после испытаний, что качественно подтверждает точность моделирования. С другой стороны, заметно несоответствие между положением по длине образца максимальной скорости эрозии в расчетном профиле и экспериментальной формой кратера. Этот вопрос будет рассмотрен ниже.

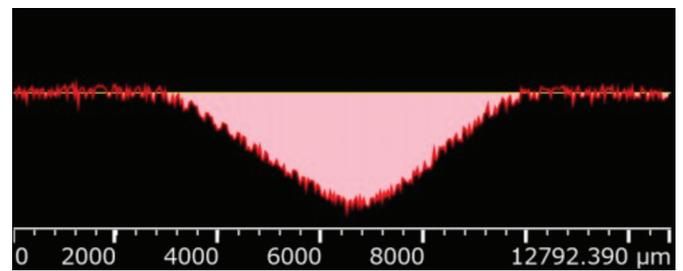


Рис. 13. Характерная область износа после испытаний  
Fig. 13. Typical wear surface after testing

Движение частицы в воздухе задается равнодействующей сил, прилагаемых к ней. Важнейшей составляющей является лобовое сопротивление, которое зависит от среды, скорости частицы, ее размера и формы. Используемая модель позволяет учесть несферичность частиц за счет введения коэффициента формы (shape factor, SF). Если первые несколько параметров заданы в нашем случае исходя из условия задачи и моделирования, то форма частицы и ее задание дополнительным коэффициентом остается открытым вопросом.

В модели несферичность частиц при расчете коэффициента лобового сопротивления влияет согласно Haider и Levenspiel [30, 38]:

$$C_D = \frac{24}{Re_{sph}} \left( 1 + b_1 Re_{sph}^{b_2} \right) + \frac{b_3 Re_{sph}}{b_4 + Re_{sph}}, \quad (6)$$

где

$$b_1 = \exp(2,3288 - 6,4581\varphi + 2,4486\varphi^2);$$

$$b_2 = 0,0964 + 0,5565\varphi;$$



$$b_3 = \exp(4,905 - 13,8944\varphi + 18,4222\varphi^2 - 10,2599\varphi^3);$$

$$b_4 = \exp(1,4681 + 12,2584\varphi - 20,7322\varphi^2 + 15,8855\varphi^3);$$

$\varphi$  – коэффициент формы (несферичности),

$\varphi = \frac{S}{S'}$ , где  $s$  – площадь поверхности эквивалентной сферы с объемом, равным объему частицы;  $S'$  – площадь поверхности частицы.

В свою очередь, коэффициент лобового сопротивления сферических частиц определялся согласно Morsi и Alexander [30, 39]:

$$C_D = a_1 + \frac{a_2}{Re} + \frac{a_3}{Re^2},$$

где  $a_1$ ,  $a_2$  и  $a_3$  – константы.

Для оценки влияния  $SF$  на форму износа и скорость эрозии было проведено дополнительное исследование с моделью Ока, представленное на рис. 14.

Интересно, что более «вытянутые» частицы с малым коэффициентом формы (0,25–0,5) дают качественно отличный профиль от частиц, близких к сферической форме (1–0,75). Количе-

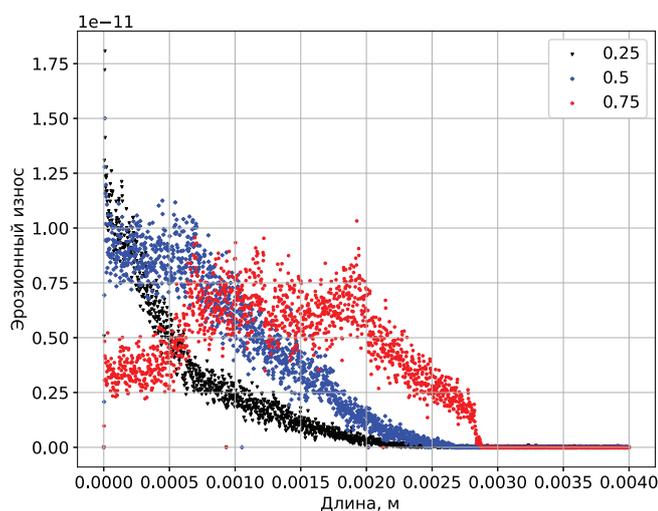


Рис. 14. Влияние «shape factor» на форму и значение удельного эрозионного износа по длине образца (для коэффициентов Ока  $E_{90} = 0,004$ ;  $n_1 = 0,613$ ;

$$n_2 = 6,439$$
;  $k_2 = 2,21$ ;  $k_3 = 0,19$ )

Fig. 14. The effect of the “shape factor” (for Oka coefficients  $E_{90} = 0.004$ ;  $n_1 = 0.613$ ;  $n_2 = 6.439$ ;  $k_2 = 2.21$ ,  $k_3 = 0.19$ )

ственно это также отражается на интегральном значении эрозионного износа, представленного в табл. 4. Очевидно, что такая же степень зависимости будет соблюдаться для других моделей эрозии.

Таблица 4

Table 4

«Shape factor» и расчетная скорость эродирования (ER)

“Shape factor” and erosion rate (ER)

Shape factor	ER
0,25	0,00349
0,5	0,0055466
0,75	0,0061866

Такое влияние связано с изменением профиля скоростей частиц и перераспределения частиц разного диаметра вдоль радиуса пятна контакта частиц с поверхностью из-за увеличения лобового сопротивления. На рис. 15, 16 представлены распределения скоростей частиц и диаметров, осредненных по ячейкам, для  $SF$  0,25, 0,5 и 0,75 около стенки образца. Видно, что со снижением  $SF$  сначала слабо (для  $SF = 0,5$ ), а для  $SF = 0,25$  значительно снижается величина абсолютной скорости частиц по радиусу износа, что соответствует снижению интегральной скорости эрозии. Заметно меняется и форма профиля: для  $SF = 0,25$  наблюдается резкое падение скорости на участке 0,25 мм по сравнению с относительно плавным снижением и даже локальным высоким ростом скорости (для  $SF = 0,75$ ). С уменьшением  $SF$  растет средний диаметр в области центра пятна, как и различие по средним диаметрам между центральной и периферийной областью пятна, что ведет одновременно к снижению влияния локальных максимумов средних диаметров для  $SF = 0,75$  и  $SF = 0,5$ .

На рис. 17 представлено фото абразивного порошка. Можно допустить, что для большинства частиц, несмотря на угловатость и коагулированную структуру крупных формирований, это отношение составит в основном не более 0,4–0,5, если оценивать по критерию aspect ratio (отношению двух ортогональных максимальных расстояний между точками контура). Оценка в ПО ImageJ [40] показала значение  $\approx 0,35$  для отношения периметра круга с эквивалентной пло-

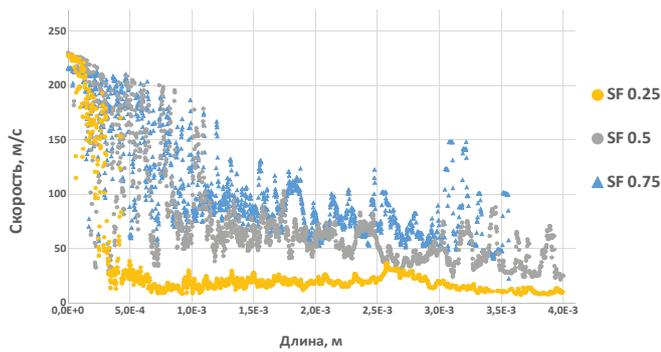


Рис. 15. Скорость частиц около стенки образца

Fig. 15. Particle velocity near the sample wall along its length

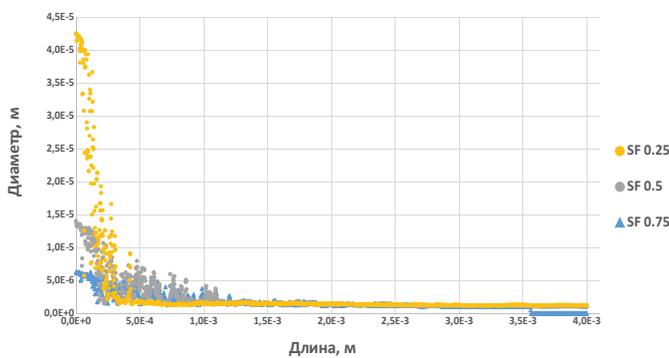


Рис. 16. Распределение средних диаметров около стенки образца

Fig. 16. Average particle diameter distribution near the sample wall along its length

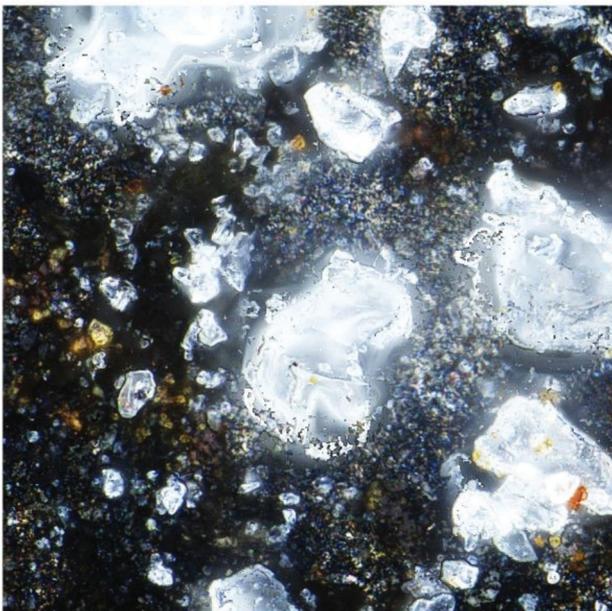


Рис. 17. Фото частиц кварца

Fig. 17. A micrograph of erodent particles (quartz particles)

щадью к суммарному периметру частиц. Интересно и качественное соответствие области точек скорости эрозионного износа с коэффициентами несферичности 0,5 и менее экспериментальному профилю износа поверхности. Таким образом, по интегральной величине скорости эрозии (табл. 2) и профилю уноса материала (рис. 13) самые близкие к экспериментальным значения могут быть получены для модели Ока с  $E_{90} = 0,004$ ;  $n_1 = 0,613$ ;  $n_2 = 6,439$ ;  $k_2 = 2,21$ ;  $k_3 = 0,19$  и с  $SF = 0,25$ .

Отсутствие чувствительности скорости эрозии к моделям турбулентности и их коэффициентам и, наоборот, высокая зависимость от формы частиц показывают необходимость большего внимания (по крайней мере для сопоставимых условий натекания) к параметрам частиц, а не несущей фазы. В дальнейшем отдельного исследования требуют эффекты вращения частиц, другие формы распределения по размерам, угловатость частиц, а также изучение взаимодействия частиц между собой – столкновений, слипания и дробления.

Моделирование эрозии с помощью CFD с учетом параметров частиц может позволить не только прогнозировать, но и управлять скоростью эрозии и положением ее максимума на обрабатываемой поверхности, как показало влияние коэффициента формы частиц. Это может быть полезно как для формирования областей минимальной и максимальной эрозии за счет изменения формы, состава и распределения частиц, так и при обработке металлов и сплавов – дробеударном упрочнении и формообразовании.

Наконец, дальнейшие работы разумно проводить в связке с FEA-моделированием, что позволит в явном виде рассмотреть процессы взаимодействия частиц с поверхностью и между частицами и учесть детальные свойства материалов. Такие исследования будут необходимы и при оценке эрозионной стойкости разных видов покрытий.

## Выводы

Проведенное численное исследование позволило определить следующее.

1. Рассмотренный подход позволяет получить хорошее совпадение с экспериментом как качественно – по профилю уноса материала, так и ко-

личественно – по интегральной скорости эрозии для рассмотренных условий и настроек моделей.

2. Расчетная скорость износа поверхности при нормальном воздействии высокоскоростным потоком частиц слабо зависит от выбранной модели турбулентности, в том числе GEKO и ее настроек.

3. Наоборот, расчетная скорость износа существенно зависит от применяемой модели эрозии, а также ее настроечных коэффициентов.

4. Профиль расчетной скорости износа и интегральное значение существенно зависят от формы частиц; при увеличении коэффициента лобового сопротивления (снижении коэффициента формы, shape factor,  $SF$ ) интегральная скорость эродирования снижается. Для исследованных условий качественная и количественная близость результатов расчета и эксперимента достигается при низких  $SF \approx 0,25$ .

### Список литературы

1. Analysis of micro and nano particle erosion by analytical, numerical and experimental methods: A review / S.M. Shinde, D.M. Kawadekar, P.A. Patil, V.K. Bhojwani // *Journal of Mechanical Science and Technology*. – 2019. – Vol. 33 (5). – P. 2319–2329. – DOI: 10.1007/s12206-019-0431-x.
2. Computational fluid dynamics (CFD) based erosion prediction model in elbows / H.D. Hadziahmetovic, N. Hodzic, D. Kahrimanovic, E. Dzaferovic // *Tehnicky vjesnik = Technical Gazette*. – 2014. – Vol. 21 (2). – P. 275–282.
3. Sun K., Lu L., Jin H. Modeling and numerical analysis of the solid particle erosion in curved ducts // *Abstract and Applied Analysis*. – 2013. – Vol. 2013. – Art. 245074. – DOI: 10.1155/2013/245074.
4. Finnie I. Erosion of surfaces by solid particles // *Wear*. – 1960. – Vol. 3 (2). – P. 87–103. – DOI: 10.1016/0043-1648(60)90055-7.
5. Grant G., Ball R., Tabakoff W. An experimental study of the erosion rebound characteristics of high-speed particles impacting a stationary specimen: Report No. 73-36. – Cincinnati University Ohio, Department of Aerospace Engineering, 1973.
6. Bitter J.G.A. A study of erosion phenomena: Part I // *Wear*. – 1963. – Vol. 6 (1). – P. 5–21. – DOI: 10.1016/0043-1648(63)90003-6.
7. Bitter J.G.A. A study of erosion phenomena: Part II // *Wear*. – 1963. – Vol. 6 (3). – P. 169–190. – DOI: 10.1016/0043-1648(63)90073-5.
8. Строчак Е.А., Кожевников Г.Д., Пожидаев А.А. Численное моделирование процесса эродирования твердыми частицами в газовом потоке (обзор) // *Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника*. – 2021. – № 67. – С. 56–69. – DOI: 10.15593/2224-9982/2021.67.06.
9. Tarodiya R., Levy A. Surface erosion due to particle-surface interactions – A review // *Powder Technology*. – 2021. – Vol. 387. – P. 527–559. – DOI: 10.1016/j.powtec.2021.04.055.
10. Krella A. Resistance of PVD coatings to erosive and wear processes: A review // *Coatings*. – 2020. – Vol. 10. – P. 921. – DOI: 10.3390/coatings10100921.
11. Fardan A., Berndt C.C., Ahmed R. Numerical modelling of particle impact and residual stresses in cold sprayed coatings: A review // *Surface and Coatings Technology*. – 2021. – Vol. 409. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.126835.
12. Bonu V., Barshilia H.C. High-temperature solid particle erosion of aerospace components: its mitigation using advanced nanostructured coating technologies // *Coatings*. – 2022. – Vol. 12. – P. 1979. – DOI: 10.3390/coatings12121979.
13. Erosion due to solid particle impact on the turbine blade: experiment and simulation / B. Taherkhani, A.P. Anaraki, J. Kadkhodapour, N.K. Farahani, H. Tu // *Journal of Failure Analysis and Prevention*. – 2019. – Vol. 19 (6). – P. 1739–1744. – DOI: 10.1007/s11668-019-00775-y.
14. Khoddami A.S., Salimi-Majd D., Mohammadi B. Finite element and experimental investigation of multiple solid particle erosion on Ti–6Al–4V titanium alloy coated by multilayer wear-resistant coating // *Surface and Coatings Technology*. – 2019. – Vol. 372 (2). – P. 173–189. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.05.042.
15. Numerical modeling of sand particle erosion at return bends in gas-particle two-phase flow / A. Farokhipour, Z. Mansoori, M. Saffar-Avval, G. Ahmadi // *Scientia Iranica*. – 2018. – Vol. 25 (6). – P. 3231–3242. – DOI: 10.24200/sci.2018.50801.1871.
16. Numerical analysis of particle erosion in the rectifying plate system during shale gas extraction / S. Peng, Q. Chen, C. Shan, D. Wang // *Energy Science & Engineering*. – 2019. – Vol. 7 (5). – P. 1838–1851. – DOI: 10.1002/ese3.395.
17. Prediction of particle erosion in the internal cooling channels of a turbine blade / D. Anielli, D. Borello, F. Rispoli, A. Salvagni, P. Venturini // 11th European Turbomachinery Conference, 23 March 2015, Madrid, Spain. – Madrid, 2015. – P. 1–11.
18. Numerical study of erosion due to solid particles in steam turbine blades / A. Campos-Amezcuca, Z. Mazur, A. Gallegos-Muñoz, A. Romero-Colmenero, J. Manuel Riesco-Ávila, J. Martín Medina-Flores // *Numerical Heat Transfer, Part A: Applications*. – 2008. – Vol. 53 (6). – P. 667–684. – DOI: 10.1080/10407780701453933.

19. *Arabnejad H.* Development of erosion equations for solid particle and liquid droplet impact. Ph.D. diss. / Department of Mechanical Engineering, The University of Tulsa. – Tulsa, 2015. – 161 p.
20. *Mansouri A.* A combined CFD-experimental method for developing an erosion equation for both gas-sand and liquid-sand flows. Ph.D. diss. / Department of Mechanical Engineering, The University of Tulsa. – Tulsa, 2016. – 217 p.
21. Effect of morphology, impact velocity and angle of the CaO-MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> (CMAS) particle on the erosion behavior of thermal barrier coatings (TBCs): a finite element simulation study / Y. Liu, Z. Cao, J. Yuan, X. Sun, H. Su, L. Wang // *Coatings*. – 2022. – Vol. 12 (5). – P. 576. – DOI: 10.3390/coatings12050576.
22. Finite element simulations on erosion and crack propagation in thermal barrier coatings / Z.S. Ma, L.H. Fu, L. Yang, Y.C. Zhou, C. Lu // *High Temperature Materials and Processes*. – 2015. – Vol. 34 (4). – P. 387–393. – DOI: 10.1515/htmp-2014-0068.
23. Finite element analysis of erosive wear for offshore structure / Z.G. Liu, S. Wan, V.B. Nguyen, Y.W. Zhang // 13th International Conference on Fracture, 16–21 June 2013, Beijing, China. – Beijing, China, 2013. – P. 461–468.
24. *Oviedo F., Valarezo A.* Residual stress in high-velocity impact coatings: parametric finite element analysis approach // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2020. – Vol. 29 (6). – P. 1268–1288. – DOI: 10.1007/s11666-020-01026-5.
25. *Bing Wu, Fengfang Wu, Jinjie Li.* Finite element modeling of correlating mechanical properties with erosion wear rate // *Proceedings of the 2018 3rd International Conference on Electrical, Automation and Mechanical Engineering (EAME 2018)*, June 2018. – Atlantis press, 2018. – P. 273–276. – DOI: 10.2991/eame-18.2018.57.
26. *Singh P.K., Hota A.R., Mishra S.B.* Finite element modelling of erosion parameters in Bing boiler components // *Asian Journal of Engineering and Applied Technology*. – 2018. – Vol. 7 (2). – P. 12–16. – DOI: 10.51983/ajeat-2018.7.2.964.
27. Modeling, simulation, and analysis of the impact(s) of single angular-type particles on ductile surfaces using smoothed particle hydrodynamics / X. Dong, Z. Li, L. Feng, Z. Sun, C. Fan // *Powder Technology*. – 2017. – Vol. 318. – P. 363–382. – DOI: 10.1016/j.powtec.2017.06.011.
28. FVPM numerical simulation of the effect of particle shape and elasticity on impact erosion / S. Leguizamón, E. Jahanbakhsh, S. Alimirzazadeh, A. Maertens, F. Avellan // *Wear*. – 2019. – Vol. 430–431. – P. 108–119. – DOI: 10.1016/j.wear.2019.04.023.
29. *Menter F., Lechner R., Matyushenko A.* Best practice: generalized K- $\omega$  two-equation turbulence model in ANSYS CFD (GEKO): Technical Report ANSYS. – Nurnberg, Germany, 2019. – 32 p.
30. ANSYS Fluent Theory Guide. – Canonsburg, PA: ANSYS Inc, 2019. – 1080 p.
31. *Menter F., Matyushenko A., Lechner R.* Development of a generalized K- $\omega$  two-equation turbulence model // *Notes on Numerical Fluid Mechanics and Multidisciplinary Design*. – 2018. – Vol. 142. – P. 101–109. – DOI: 10.1007/978-3-030-25253-3\_10.
32. Simulation of a GOx-gch4 rocket combustor and the effect of the GEKO turbulence model coefficients / E. Strokach, V. Zhukov, I. Borovik, A. Sternin, O.J. Haidn // *Aerospace*. – 2021. – Vol. 8 (11). – P. 341. – DOI: 10.3390/aerospace8110341.
33. *Pozhidaev A., Kozhevnikov G., Strokach E.* Numerical study of turbulence model effect on solid particle erosion in gaseous flow // *AIP Conference Proceedings*. – 2023. – Vol. 2549 (1). – P. 030003. – DOI: 10.1063/5.0130489.
34. The impact angle dependence of erosion damage caused by solid particle impact / Y.I. Oka, H. Ohnogi, T. Hosokawa, M. Matsumura // *Wear*. – 1997. – Vol. 203–204. – P. 573–579. – DOI: 10.1016/s0043-1648(96)07430-3.
35. Sand erosion of wear resistant materials: Erosion in choke valves / K. Haugen, O. Kvernfold, A. Ronold, R. Sandberg // *Wear*. – 1995. – Vol. 186–187. – P. 179–188. – DOI: 10.1016/0043-1648(95)07158-X.
36. The role of inter-particle collisions on elbow erosion / C.A. Duarte Ribeiro, F. Souza, R. Salvo, V. Santos // *International Journal of Multiphase Flow*. – 2016. – Vol. 89. – P. 1–22. – DOI: 10.1016/j.ijmultiphaseflow.2016.10.001.
37. Recommended practice RP O501 Erosive wear in piping systems. Revision 4.2-2007 (DNV RP O501 – Revision 4.2-2007). – Det Norske Veritas, 2007. – 43 p.
38. *Haider A., Levenspiel O.* Drag coefficient and terminal velocity of spherical and nonspherical particles // *Powder Technology*. – 1989. – Vol. 58 (1). – P. 63–70. – DOI: 10.1016/0032-5910(89)80008-7.
39. *Morsi S.A., Alexander A.J.* An investigation of particle trajectories in two-phase flow systems // *Journal of Fluid Mechanics*. – 1972. – Vol. 55, pt. 2. – P. 193–208. – DOI: 10.1017/s0022112072001806.
40. ImageJ. Image Processing and Analysis in Java. – URL: <https://imagej.net/ij/index.html> (accessed: 31.10.2023).

## Конфликт интересов

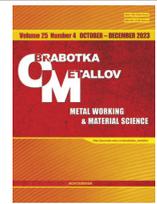
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2023 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Numerical study of titanium alloy high-velocity solid particle erosion

Evgenij Strokach <sup>a, \*</sup>, Gleb Kozhevnikov <sup>b</sup>, Aleksey Pozhidaev <sup>c</sup>, Sergey Dobrovolsky <sup>d</sup>

Moscow Aviation Institute (National Research University), 4 Volokolamskoe shosse, Moscow, 125993, Russian Federation

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0001-5376-1231>, [evgenij.stroksch@mai.ru](mailto:evgenij.stroksch@mai.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0009-0001-4622-7476>, [kozhevnikov.mai@yandex.ru](mailto:kozhevnikov.mai@yandex.ru);  
<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-7667-5392>, [pozhidaev.mai@xmail.ru](mailto:pozhidaev.mai@xmail.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1884-1882>, [dobrovolskiy\\_s@mail.ru](mailto:dobrovolskiy_s@mail.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 15 September 2023

Revised: 29 September 2023

Accepted: 28 October 2023

Available online: 15 December 2023

#### Keywords:

Erosion wear  
 Numerical simulation  
 Solid particles  
 Ansys FLUENT  
 Shape factor  
 Ti6Al4V  
 CFD  
 Solid particle erosion  
 GEKO  
 Turbulence model  
 RANS erosion study

#### Funding

The research was funded by the ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation, grant number FSFF-2023-0006.

#### Acknowledgements

Research was partially conducted at core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials”.

### ABSTRACT

**Introduction.** Predicting solid particle erosion (*SPE*) in gaseous flow and managing its intensity is still a relevant problem in mechanical engineering. It requires the development of a general modeling methodology, which also depends upon many special cases studying various physical processes. Such studies should also include verification analysis, process parameters and model sensitivity studies. Mainly computational fluid dynamics and finite element analysis (and mesh-free methods such as smooth particle hydrodynamics or similar) are used to simulate the erosion process. Papers focused on *CFD* simulation of solid particle erosion of metal alloys are widely presented, but most of it is associated with relatively low or medium particle velocities (< 100–150 m/s) and is close to uniform diameter distribution. This paper presents a *CFD* study of *Ti<sub>6</sub>Al<sub>4</sub>V* titanium alloy *SPE* at relatively high particle velocities and sufficiently non-uniform unimodal particle diameter distribution. The paper also studies the turbulence model influence and particle shape effect which appears as a “shape factor” coefficient in the particle drag model. **Methods.** The heterogenous flow simulation was based on the *Reynolds-averaged Navier-Stokes* formulation, where the particles, according to *Euler-Lagrange* formulation, were simulated as mathematical points with corresponding properties. The influence of turbulence models, such as *k*-epsilon standard, *RNG k*-epsilon, and a relatively new Generalized equation *k*-omega (*GEKO*) model and its coefficients were also studied. *Oka* and *DNV* erosion models were also compared based on the general sample mass loss and more specific erosion intensity profile criterions. The simulation results were compared to the lab-scale experimental results. **Results and discussion.** It is shown that neither erosion intensity profile or sample mass loss do not depend upon the turbulence model choice or *GEKO* parameters variation. As expected, erosion is dependent on the erosion model and its coefficients. A notable influence of the shape factor is shown. As the drag coefficient increased due to the particle shape, the erosion intensity decreased and the erosive profile on the surface also changed due to the changing velocity and diameter distribution of the heterogenous flow. It is expected that such results would be useful not only for erosion prediction in all areas of mechanical engineering, but also for wear management in mechanical assemblies and shot peening / shot peen forming management and simulation.

**For citation:** Strokach E.A., Kozhevnikov G.D., Pozhidaev A.A., Dobrovolsky S.V. Numerical study of titanium alloy high-velocity solid particle erosion. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 268–283. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-268-283. (In Russian).

### References

1. Shinde S.M., Kawadekar D.M., Patil P.A., Bhojwani V.K. Analysis of micro and nano particle erosion by analytical, numerical and experimental methods: A review. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2019, vol. 33 (5), pp. 2319–2329. DOI: 10.1007/s12206-019-0431-x.

#### \* Corresponding author

Strokach Evgeny A., Ph.D. (Engineering), leading engineer  
 Moscow Aviation Institute (National Research University),  
 4, Volokolamskoe shosse,  
 125993, Moscow, Russian Federation  
 Tel.: +7 (916) 338-63-66, e-mail: [evgenij.stroksch@mai.ru](mailto:evgenij.stroksch@mai.ru)

2. Hadziahmetovic H.D., Hodzic N., Kahrimanovic D., Dzaferovic E. Computational fluid dynamics (CFD) based erosion prediction model in elbows. *Tehnicki vjesnik = Technical Gazette*, 2014, vol. 21 (2), pp. 275–282.
3. Sun K., Lu L., Jin H. Modeling and numerical analysis of the solid particle erosion in curved ducts. *Abstract and Applied Analysis*, 2013, vol. 2013, art. 245074. DOI: 10.1155/2013/245074.
4. Finnie I. Erosion of surfaces by solid particles. *Wear*, 1960, vol. 3 (2), pp. 87–103. DOI: 10.1016/0043-1648(60)90055-7.
5. Grant G., Ball R., Tabakoff W. *An experimental study of the erosion rebound characteristics of high-speed particles impacting a stationary specimen*. Report No. 73-36. Cincinnati University Ohio, Department of Aerospace Engineering, 1973.
6. Bitter J.G.A. A study of erosion phenomena: Part I. *Wear*, 1963, vol. 6 (1), pp. 5–21. DOI: 10.1016/0043-1648(63)90003-6.
7. Bitter J.G.A. A study of erosion phenomena: Part II. *Wear*, 1963, vol. 6 (3), pp. 169–190. DOI: 10.1016/0043-1648(63)90073-5.
8. Strokach E.A., Kozhevnikov G.D., Pozhidaev A.A. Chislennoe modelirovanie protsessa erodirovaniya tverdymi chastitsami v gazovom potoke (obzor) [Numerical simulation of solid particle erosion in a gaseous flow (review)]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Aerokosmicheskaya tekhnika = PNRPU Aerospace Engineering Bulletin*, 2021, no. 67, pp. 56–69. DOI: 10.15593.2224-9982.2021.67.06.
9. Tarodiya R., Levy A. Surface erosion due to particle-surface interactions – A review. *Powder Technology*, 2021, vol. 387, pp. 527–559. DOI: 10.1016/j.powtec.2021.04.055.
10. Krella A. Resistance of PVD coatings to erosive and wear processes: A review. *Coatings*, 2020, vol. 10, p. 921. DOI: 10.3390/coatings10100921.
11. Fardan A., Berndt C.C., Ahmed R. Numerical modelling of particle impact and residual stresses in cold sprayed coatings: A review. *Surface and Coatings Technology*, 2021, vol. 409. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.126835.
12. Bonu V., Barshilia H.C. High-temperature solid particle erosion of aerospace components: its mitigation using advanced nanostructured coating technologies. *Coatings*, 2022, vol. 12, p. 1979. DOI: 10.3390/coatings12121979.
13. Taherkhani B., Anaraki A.P., Kadkhodapour J., Farahani N.K., Tu H. Erosion due to solid particle impact on the turbine blade: experiment and simulation. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 2019, vol. 19 (6), pp. 1739–1744. DOI: 10.1007/s11668-019-00775-y.
14. Khoddami A.S., Salimi-Majid D., Mohammadi B. Finite element and experimental investigation of multiple solid particle erosion on Ti–6Al–4V titanium alloy coated by multilayer wear-resistant coating. *Surface and Coatings Technology*, 2019, vol. 372 (2), pp. 173–189. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.05.042.
15. Farokhipour A., Mansoori Z., Saffar-Avval M., Ahmadi G. Numerical modeling of sand particle erosion at return bends in gas-particle two-phase flow. *Scientia Iranica*, 2018, vol. 25 (6), pp. 3231–3242. DOI: 10.24200/sci.2018.50801.1871.
16. Peng S., Chen Q., Shan C., Wang D. Numerical analysis of particle erosion in the rectifying plate system during shale gas extraction. *Energy Science & Engineering*, 2019, vol. 7 (5), pp. 1838–1851. DOI: 10.1002/ese3.395.
17. Anielli D., Borello D., Rispoli F., Salvagni A., Venturini P. Prediction of particle erosion in the internal cooling channels of a turbine blade. *11th European Turbomachinery Conference*, 23 March 2015, Madrid, Spain, pp. 1–11.
18. Campos-Amezcuca A., Mazur Z., Gallegos-Muñoz A., Romero-Colmenero A., Manuel Riesco-Ávila J., Martín Medina-Flores J. Numerical study of erosion due to solid particles in steam turbine blades. *Numerical Heat Transfer, Part A: Applications*, 2008, vol. 53 (6), pp. 667–684. DOI: 10.1080/10407780701453933.
19. Arabnejad H. *Development of erosion equations for solid particle and liquid droplet impact*. Ph.D. diss. Department of Mechanical Engineering, The University of Tulsa, 2015. 161 p.
20. Mansouri A. *A combined CFD-experimental method for developing an erosion equation for both gas-sand and liquid-sand flows*. Ph.D. diss. Department of Mechanical Engineering, The University of Tulsa, 2016. 217 p.
21. Liu Y., Cao Z., Yuan J., Sun X., Su H., Wang L. Effect of morphology, impact velocity and angle of the CaO-MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> (CMAS) particle on the erosion behavior of thermal barrier coatings (TBCs): a finite element simulation study. *Coatings*, 2022, vol. 12 (5), p. 576. DOI: 10.3390/coatings12050576.
22. Ma Z.S., Fu L.H., Yang L., Zhou Y.C., Lu C. Finite element simulations on erosion and crack propagation in thermal barrier coatings. *High Temperature Materials and Processes*, 2015, vol. 34 (4), pp. 387–393. DOI: 10.1515/htmp-2014-0068.
23. Liu Z.G., Wan S., Nguyen V.B., Zhang Y.W. Finite element analysis of erosive wear for offshore structure. *13th International Conference on Fracture*, 16–21 June 2013, Beijing, China, pp. 461–468.

24. Oviedo F., Valarezo A. Residual stress in high-velocity impact coatings: parametric finite element analysis approach. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2020, vol. 29 (6), pp. 1268–1288. DOI: 10.1007/s11666-020-01026-5.
25. Bing Wu, Fengfang Wu, Jinjie Li. Finite element modeling of correlating mechanical properties with erosion wear rate. *Proceedings of the 2018 3rd International Conference on Electrical, Automation and Mechanical Engineering (EAME 2018)*, June 2018. Atlantis press, 2018, pp. 273–276. DOI: 10.2991/eame-18.2018.57.
26. Singh P.K., Hota A.R., Mishra S.B. Finite element modelling of erosion parameters in Bing boiler components. *Asian Journal of Engineering and Applied Technology*, 2018, vol. 7 (2), pp. 12–16. DOI: 10.51983/ajeat-2018.7.2.964.
27. Dong X., Li Z., Feng L., Sun Z., Fan C. Modeling, simulation, and analysis of the impact(s) of single angular-type particles on ductile surfaces using smoothed particle hydrodynamics. *Powder Technology*, 2017, vol. 318, pp. 363–382. DOI: 10.1016/j.powtec.2017.06.011.
28. Leguizamón S., Jahanbakhsh E., Alimirzazadeh S., Maertens A., Avellan F. FVPM numerical simulation of the effect of particle shape and elasticity on impact erosion. *Wear*, 2019, vol. 430–431, pp. 108–119. DOI: 10.1016/j.wear.2019.04.023.
29. Menter F., Lechner R., Matyushenko A. *Best practice: generalized K- $\Omega$  two-equation turbulence model in ANSYS CFD (GEKO)*. Technical Report ANSYS. Nurnberg, Germany, 2019. 32 p.
30. *ANSYS Fluent Theory Guide*. Canonsburg, PA, ANSYS Inc, 2019. 1080 p.
31. Menter F.R., Matyushenko A., Lechner R. Development of a generalized K- $\omega$  two-equation turbulence model. *Notes on Numerical Fluid Mechanics and Multidisciplinary Design*, 2018, vol. 142, pp. 101–109. DOI: 10.1007/978-3-030-25253-3\_10.
32. Strokach E., Zhukov V., Borovik I., Sternin A., Haidn O.J. Simulation of a GOx-gch4 rocket combustor and the effect of the GEKO turbulence model coefficients. *Aerospace*, 2021, vol. 8 (11), p. 341. DOI: 10.3390/aerospace8110341.
33. Pozhidaev A., Kozhevnikov G., Strokach E. Numerical study of turbulence model effect on solid particle erosion in gaseous flow. *AIP Conference Proceedings*, 2023, vol. 2549 (1), p. 030003. DOI: 10.1063/5.0130489.
34. Oka Y.I., Ohnogi H., Hosokawa T., Matsumura M. The impact angle dependence of erosion damage caused by solid particle impact. *Wear*, 1997, vol. 203–204, pp. 573–579. DOI: 10.1016/s0043-1648(96)07430-3.
35. Haugen K., Kvernfold O., Ronold A., Sandberg R. Sand erosion of wear resistant materials: Erosion in choke valves. *Wear*, 1995, vol. 186–187, pp. 179–188. DOI: 10.1016/0043-1648(95)07158-X.
36. Duarte Ribeiro C.A., Souza F., Salvo R., Santos V. The role of inter-particle collisions on elbow erosion. *International Journal of Multiphase Flow*, 2016, vol. 89, pp. 1–22. DOI: 10.1016/j.ijmultiphaseflow.2016.10.001.
37. *Recommended practice RP O501 Erosive wear in piping systems*. Revision 4.2-2007 (DNV RP O501 – Revision 4.2-2007). Det Norske Veritas, 2007. 43 p.
38. Haider A., Levenspiel O. Drag coefficient and terminal velocity of spherical and nonspherical particles. *Powder Technology*, 1989, vol. 58 (1), pp. 63–70. DOI: 10.1016/0032-5910(89)80008-7.
39. Morsi S.A., Alexander A.J. An investigation of particle trajectories in two-phase flow systems. *Journal of Fluid Mechanics*, 1972, vol. 55, pt. 2, pp. 193–208. DOI: 10.1017/s0022112072001806.
40. *ImageJ. Image Processing and Analysis in Java*. Available at: <https://imagej.net/ij/index.html> (accessed 31.10.2023).

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2023 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

## МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

Уважаемые *Авторы*, в связи с включением журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» в международные базы данных библиографического описания и научного цитирования *Web of Science* и *Scopus* изменены правила оформления представляемых рукописей. Главная цель изменений состоит в том, чтобы сделать основные положения и выводы публикуемых в журнале статей доступными для широкой зарубежной аудитории, не владеющей русским языком. Особое значение теперь приобретают англоязычная аннотация к статье (*Abstract*) и список использованной автором литературы (*References*), поскольку именно они, а не текст самой статьи, находят отражение в системах *Scopus* и *Web of Science*. По своему содержанию и информативности *Abstract* и *References* должны привлечь внимание зарубежных читателей к теме статьи. Соответственно в интересах автора тщательно подойти к подготовке этих блоков статьи и обеспечить их максимально высокое качество.

В журнале публикуются результаты **оригинальных** фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. **Опубликованные ранее научные работы не принимаются к рассмотрению и изданию!** Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения и современной металлургии и материаловедения. В ВАК журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» зарегистрирован по следующим научным специальностям: Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; Технология машиностроения; Сварка, родственные процессы и технологии; Машины, агрегаты и процессы (по отраслям); Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; Порошковая металлургия и композиционные материалы; Нанотехнологии и наноматериалы (по отраслям); Материаловедение (по отраслям). **Издание имеет право опубликовать научные работы в рамках указанных специальностей! Публикация статей бесплатная!**

В связи с тем, что журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» принимает оригинальные научные статьи в формате *Full Article* – стандартный формат для завершенных научных исследований, объем основного текста работы должен составлять не менее 18–20 страниц машинописного текста через 1,5 интервала (учитывается тело статьи без списков литературы). В случае, когда работа заявляется как обзорная, объем должен быть увеличен до 30 стр. **Научная статья должна иметь структуру *IMRAD* (*Introduction, Methods, Results And Discussion*):** • Введение (*Introduction*); • Методы / Методика исследований (*Methods*); • Результаты (*Results*); • Обсуждение (*Discussion*); • Заключение (*Conclusion*).

### Как подать статью

Для того чтобы подать статью, **автор (все соавторы)** должен быть [зарегистрирован на сайте журнала](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/registration) [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov/registration](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/registration). Автор (один из соавторов) в своем кабинете выбирает в меню пункт «Подать статью» и вводит все необходимые данные. Своих соавторов при этом он выбирает из списка зарегистрированных пользователей.

**Важно:** работа должна поступить не позже чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику.

### График выхода журнала в течение года

Номер	Выход (число, месяц)
1	15.03
2	15.06
3	15.09
4	15.12

В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.

Перед отправкой рукописи в редакцию настоятельно рекомендуется авторам проверить свою статью с помощью системы **Антиплагиат**. **Допустимый процент заимствования текста из других источников составляет 5–10 %.**

Рукопись статьи готовится в соответствии с [правилами оформления](#) в редакторе MS Word и прикрепляется в формате \*.doc, \*.docx.

Сканированные лицензионный договор с подписями авторов и экспертное заключение (**цветной режим сканирования, разрешение не менее 600 dpi**) необходимо также прикрепить на сайте журнала в разделе «Подать статью» в формате \*.pdf, \*.jpg, \*.jpeg.

По окончании всех работ обязательно **нажать кнопку «Отправить в редакцию»**.

Одновременно со статьей высылается оригинал экспертного заключения о возможности открытого опубликования статьи на почтовый адрес редакции: 630073, г. Новосибирск, пр-т Карла Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 137ВЦ, зам. гл. редактора Скиба В.Ю.

При принятии рукописи к печати дополнительно на почтовый адрес редакции высылается [авторский лицензионный договор](#).

*Все рукописи рецензируются.* Плата за публикацию рукописей не взимается.

### **Правила оформления рукописи**

«**Правила оформления**» ([https://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov/rules](https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules)). Просим внимательно ознакомиться со всеми пунктами, представленными в данном разделе.

При оформлении своей работы рекомендуется воспользоваться шаблоном, представленным на сайте журнала: [https://journals.nstu.ru/files/2\\_4/file/Shablon\\_oformleniya\\_OM\\_2020.docx](https://journals.nstu.ru/files/2_4/file/Shablon_oformleniya_OM_2020.docx).

### **Аффилиация авторов**

Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов). Полное название организации для каждого из авторов с указанием улицы, номера дома, города, почтового индекса и страны. Для каждого из авторов **ОБЯЗАТЕЛЬНО** указываются его уникальный идентификационный код **ORCID** (Open Researcher and Contributor ID), РИНЦ AuthorID и электронная почта. Если отсутствует **ORCID**, то необходимо пройти по ссылке <https://orcid.org/> и зарегистрироваться в системе. После регистрации необходимо отредактировать свои персональные данные и список публикаций.

После регистрации ORCID необходимо **ОТРЕДАКТИРОВАТЬ СВОИ ПЕРСОНАЛЬНЫЕ ДАННЫЕ И СПИСОК ПУБЛИКАЦИЙ В ДАННОМ ПРОФИЛЕ («пустой» профиль ORCID'а недопустим!)**. При подкачке статей предпочтение отдавайте англоязычным источникам. **Кроме того, рекомендуется: при регистрации профиля в ORCID'е использовать латинский алфавит, а не кириллицу!!!**; указывать полное имя, а не сокращенное. Не путайте местами Имя (First name) и Фамилию (Last name). Если обнаружались такие ошибки, обязательно сделайте коррекцию своего профиля! После заполнения профиля необходимо обеспечить доступ к публичной информации.

**Огромная просьба ко всем авторам** – проверить и подкорректировать данные в своих профилях на платформах SCOPUS и WoS. Указать все свои цифровые идентификаторы (ЦИ) в профиле на сайте журнала. Внимание! При внесении соответствующего ЦИ, прежде чем сохранить введенные значения в профиле, необходимо посмотреть пример и кликнуть на рядом располагающуюся кнопку «*Проверка профиля*». Если введенные значения верны, то издательская система журнала откроет соответствующую страницу в интернете с вашими данными. Будьте внимательны, когда вводите РИНЦ AuthorID. Данный цифровой идентификатор нельзя путать с SPIN-кодом.

**Внимание! РИНЦ AuthorID должен быть введен каждым автором в свой профиль на сайте журнала.**

**Научная статья должна иметь структуру *IMRAD (Introduction, Methods, Results And Discussion)*:**

- название (*Title*);
- аннотация (*Abstract*);
- введение (*Introduction*);
- методы (*Methods*);
- результаты (*Results*);
- обсуждение (*Discussion*);
- заключение (*Conclusion*);
- благодарности, финансирование (*Acknowledgements / Funding*);
- список литературы (*References*).

**АННОТАЦИЯ** к статье должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); структурированной (сле-

довать логике описания результатов в статье) (см. примеры в разделе «Правила оформления»). Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: *обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.*

В аннотации Вы должны выдержать структуру IMRAD и **четко указать в тексте (как для русской, так и для английской версии)** соответствующие разделы: **Introduction** (введение); **Methods** (методы); **Results And Discussion** (результаты и обсуждения) (см. пример).

**Объем аннотации (реферата) на русском языке должен быть 200...250 слов. Объем аннотации/реферата на английском языке должен быть не менее 250 слов!**

---

### *Пример структурированной аннотации*

#### • На русском языке

**Введение.** Сварка оказывает большое влияние на работоспособность создаваемых конструкций, эксплуатируемых в условиях низких климатических температур, вследствие снижения сопротивляемости зарождению и распространению трещин в зоне термического влияния и металла шва. Несмотря на существующее достаточно большое количество способов повышения надежности сварных соединений, некоторые из них сейчас полностью исчерпали свои возможности, а другие не доведены до стадии широкого практического применения. Поэтому разработка необходимой специальной технологии сварки в условиях низких температур остается актуальной проблемой. **Цель работы:** изыскание путей повышения надежности сварных соединений металлоконструкций ответственного назначения при сварке в условиях низких температур. **В работе исследованы** сварные соединения стали 09Г2С, полученные сваркой на постоянном токе и в режиме импульсной низкочастотной модуляции тока в условиях положительных (+20 °С) и отрицательных (–45 °С) температур окружающего воздуха с применением трех новых марок сварочных электродов. **Методами исследования** являются механические испытания на статистическое растяжение и на ударный изгиб образцов сварных соединений, а также спектральный анализ химического состава и металлографические исследования металла шва. **Результаты и обсуждение.** Выявлено, что эксплуатационные показатели металлоконструкций зависят от выбора способа и температуры выполнения сварки, а также характеристик сварочного материала. Установлено, что для повышения значений ударной вязкости образцов, сваренных в условиях отрицательных температур методом адаптивной импульсно-дуговой сварки, требуется увеличение тепловложения относительно погонной энергии, реализуемой в процессе сварки образцов при положительной температуре. Подтвержден эффект измельчения структуры металла шва при использовании адаптивной импульсно-дуговой сварки покрытыми электродами, в том числе и в условиях отрицательной температуры окружающего воздуха (вплоть до –45 °С). Представленные результаты подтверждают перспективность развиваемого подхода, направленного на получение новых классов материалов и изделий из них, предназначенных для работы в условиях Севера и Арктики.

#### • На английском языке

**Introduction.** Welding affect fundamentally on the availability of the constructions operated under the low temperatures due to a decrease in resistance to the nucleation and propagation of cracks in the heat-affected zone and weld metal. Despite the existence of a sufficiently large number of ways to improve the reliability of welded joints, some of them have now completely exhausted its capabilities, while others have not been brought to the stage of wide practical application. Therefore, the development of the necessary special welding technology in low temperature conditions remains an urgent problem. **The purpose of the work:** to find the ways to improve the reliability of high-duty metal constructions welded at low temperatures. The welded joints of 09G2S steel obtained by welding with direct current and pulsed low-frequency current modulation under conditions of positive (+ 20 °C) and negative (–45 °C) ambient air temperatures **are investigated** using three new types of welding electrodes. **The methods of investigation.** Mechanical tests for static tension and impact bending of welded samples, as well as spectral analysis of the chemical composition and metallurgical studies of weld metal are undertaken. **Results and Discussion.** It is revealed that the metal constructions operational factors depend on the choice of the welding method and welding temperature, as well as the characteristics of the welding material. It is established that to increase the impact strength of samples welded at negative temperatures by the adaptive pulse-arc welding method, an increase in heat input is required, relative to the rat of energy input, realized in the process of welding at positive temperature. The effect of the weld metal structure refinement using adaptive pulse-arc welding with coated electrodes is confirmed, including in conditions of negative ambient air temperature (down to 45 °C below zero). The presented results confirm the prospects of the developed approach aimed at obtaining new classes of materials and products, intended for operation in the conditions of the North and the Arctic.

---

### **ВВЕДЕНИЕ / Introduction**

Раздел «Введение» должен быть использован для того, чтобы определить место вашей работы (подхода, данных или анализа) (1,5–2 страницы). Подразумевается, что существует нерешенная или новая научная про-

блема, которая рассматривается в вашей статье. В связи с этим в данном разделе следует представить достаточно информированный (с равномерно распределенными ссылками на источники) литературный обзор по состоянию обозначенной проблемы. В конце раздела «Введение» формулируются **цель работы и обозначаются задачи**, решение которых позволит достичь поставленной цели. Не нужно в данном разделе говорить о конкретном результате, поскольку в структуре статьи есть соответствующий раздел.

### **МЕТОДЫ (МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ) / Methods**

**Теория** (для теоретических работ) или **методика экспериментального исследования** (для экспериментальных работ). Следует избегать повторов, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

Приводится обоснование выбора данного материала (или материалов) и методов описания материала (материалов) в данной работе.

При необходимости приводятся рисунки образцов с единицами измерения (единицы измерения только в системе СИ). При испытании стандартных образцов достаточно ссылки на стандарт. Для большой программы испытаний целесообразно использовать таблицу матричного типа. Если образцы взяты из слитков, заготовок или компонентов, то описывается их ориентация и нахождение в исходном материале, используются стандартные обозначения по Госстандарту.

При проведении испытаний приводится следующая информация. 1. Тип и условия испытаний, например, температура испытаний, скорость нагружения, внешняя среда. 2. Описываются переменные параметры, измеряемые величины и методы их измерения с точностью, степенью погрешности, разрешением и т. д.; для величин, которые были вычислены, – методы, используемые для их вычисления.

### **РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ / Results And Discussion**

Этот раздел содержит краткое описание полученных экспериментальных и/или теоретических данных. Изложение результатов должно заключаться в выявлении обнаруженных закономерностей, а не в механическом пересказе содержания таблиц и графиков. Результаты рекомендуется излагать в прошедшем времени. Обсуждение должно содержать интерпретацию полученных результатов исследования (соответствие результатов гипотезе исследования, обобщение результатов исследования, предложения по практическому применению, предложения по направлению будущих исследований).

Вышеперечисленные рекомендации актуальны также и для теоретической и вычислительной работы. В статьях, основанных на вычислительной работе, необходимо указать тип конечного элемента, граничные условия и входные параметры. Численный результат представляется с учетом ограничений (точности) в применяемых вычислительных методах.

В статьях, основанных на аналитической работе, при изложении длинного ряда формул необходимо давать поясняющий текст, чтобы была понятна суть содержания работы. Правильность вычислений необходимо подтверждать промежуточными вычислениями. Так же как и в случае с экспериментальной работой, простого описания числовых или аналитических преобразований без рассмотрения теоретической (физической) первопричины обычно недостаточно для того, чтобы сделать публикацию такой статьи оправданной. Простой отчет о числовых результатах в форме таблиц или в виде текста, как и бесконечные данные по экспериментальной работе без попытки определить или выдвинуть гипотезу о том, почему были получены такие результаты без попытки выявить причинно-следственные связи, не украшает работу.

Сравнение ваших числовых результатов с числовыми результатами, полученными кем-то другим, может быть информативным. Однако оно ничего не доказывает. Контроль при помощи сравнения с общеизвестными решениями и проверка при помощи сравнения с экспериментальными данными являются обязательными.

#### **Обсуждение**

Необходимо использовать этот раздел для того, чтобы в полном объеме объяснить значимость вашего подхода, данных или анализа и результатов. Данный раздел упорядочивает и интерпретирует результаты. Цель раздела – показать, какие знания были получены в результате вашей работы, показать перспективу полученных результатов, сравнив их с существующим положением в данной области, описанным в разделе «Введение». Большое количество графиков и цветных иллюстраций не дает научного результата. Обязанностью автора является упорядочение данных и систематическое представление результатов. Так, простой отчет о результатах испытаний без попытки исследовать внутренние механизмы не имеет большой ценности.

## ВЫВОДЫ (ЗАКЛЮЧЕНИЕ) / Conclusion

Этот раздел обычно начинается с нескольких фраз, подводящих итог проделанной работе, а затем в виде списка представляются основные выводы. Следует быть лаконичным.

### Качество графического материала!

По требованиям журнала графики и диаграммы желательно готовить в векторных графических редакторах. Разрешение рисунков не ниже **600 dpi**. Под каждым рисунком должна находиться соответствующая подрисовочная подпись (на **русском и на английском языке!**). Шрифты на рисунках должны быть увеличены и приведены к единообразию. Уважаемые авторы, журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» является полноцветным печатным изданием. В вашей работе присутствуют рисунки, которые (для повышения наглядности) рекомендуется сделать цветными.

**Название таблиц** (как и внутреннее содержание) должно быть как на русском, так и на английском языках! (см. «Правила оформления».)

**Математические формулы:** сложные и многострочные формулы должны быть целиком набраны **только в редакторе формул Microsoft Equation 3.0!**

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / References

Список цитируемой литературы включает источники, содержащие материалы, которые автор использовал при написании статьи, и оформляется по образцам, приведенным ниже. Состав литературных источников должен отражать состояние научных исследований в разных странах в рассматриваемой проблемной области. Ссылки должны быть доступны научной общественности, поэтому приветствуется наличие DOI публикации. Количество литературных ссылок должно быть **не менее 20** с большей (**более 50 %**) долей зарубежных источников. Ссылки в тексте даются в квадратных скобках, например [1] или [2–5]. Нумерация источников должна соответствовать очередности ссылок на них в тексте. Ссылки на авторефераты диссертаций, диссертации на соискание ученой степени допускаются при наличии их доступных электронных версий. Ссылки на учебники, учебные пособия, монографии должны иметь подчиненное значение и составлять не более 10–15 %, поскольку малодоступны широкой научной общественности. Ссылки на неопубликованные работы недопустимы. Самоцитирование не должно превышать **15–17 %**. Если работа была издана и на русском, и на английском (или других) языках, то в списке литературы и в *References* лучше давать ссылку на переводную работу. В связи с вхождением журнала в базы цитирования научных публикаций помимо традиционного списка литературы (ГОСТ 7.0.5–2008) необходим дополнительный список с переводом русскоязычных источников на латиницу и английский язык. Применяется транслитерация строго по системе BSI (см. <http://ru.translit.net/?account=bsi>) или (<https://antropophob.ru/utility-i-prochie-melochi/16-transliteratsiya-bis>).

**Если статья имеет DOI – обязательно указать его! Если книга имеет ISBN – обязательно указать его!**

Обратите внимание на правила оформления русскоязычных источников в **англоязычном блоке статьи (в References)**.

### Финансирование

Авторам необходимо указать источник(и) финансирования исследования (при наличии таковых, например, грант), используя, к примеру, следующее: «Исследование выполнено при финансовой поддержке (финансовом обеспечении) ...».

### Выражение признательности

Предоставляется возможность выразить слова благодарности тем, чей вклад в исследование был недостаточен для признания их соавторами, но вместе с тем считается авторами значимым (консультации, техническая помощь, переводы и пр.).

### Конфликт интересов

В этом разделе необходимо указать наличие так называемого конфликта интересов, т. е. условий и фактов, способных повлиять на результаты исследования (например, финансирование от заинтересованных лиц и компаний, их участие в обсуждении результатов исследования, написании рукописи и т. д.). При отсутствии таковых следует использовать следующую формулировку: «Авторы заявляют об отсутствии конфликта».

интересов» (соответственно в англоязычной части необходимо использовать следующую формулировку: «The author declare no conflict of interest»).

Общие рекомендации по набору текста представлены на сайте в разделе «Правила оформления» [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov/rules](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules).

**Уважаемые Авторы**, журнал «*Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)*» успешно прошел процедуру перерегистрации в РОСКОНАДЗОРе и начиная с 2021 г. перешел на выпуск научного издания на двух языках. Первое – печатное (основное) – на русском языке с англоязычной частью; второе – в электронном формате (pdf) – полностью вся работа на английском языке. **После получения сообщения о принятии статьи к опубликованию в журнале «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» авторам необходимо предоставить качественный перевод своей статьи на английский язык** (машинный перевод не допускается!). Форматирование англоязычной версии работы выполнять согласно шаблону. **Внимание!** Англоязычный вариант статьи необходимо прислать на почту журнала (metal\_working@mail.ru) в течение двух недель после принятия работы к печати!

*Редакция и редакционный совет журнала  
«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)»*

## EDITORIAL MATERIALS

Dear Authors, in view of the inclusion of the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science” in the international databases of bibliographic description and scientific citation *Web of Science* and *Scopus*, the rules for formatting submitted manuscripts have been changed. The main goal of the changes is to make the main provisions and conclusions of the papers published in the journal accessible to a wide foreign audience that does not speak Russian. The English Abstract of the paper and the References used by the author(s) are now of particular importance, since References and not the text of the paper itself, are reflected in the *Scopus* and *Web of Science* systems. In terms of its content and informative value, the Abstract and References should draw the attention of foreign readers to the subject of the paper. Accordingly, it is in the interests of the author(s) to be scrupulous about the preparation of these blocks of the paper and ensure its highest possible quality.

The journal mainly publishes the results of **original** fundamental, applied and exploratory scientific research and postgraduate work. **Previously published scientific works are not accepted for consideration and publication!** Considerable attention is paid to the publication of review, problematic and discussion papers on topical issues of machine building and modern metallurgy and materials science. We are registered in the State commission for academic degrees and titles in the following scientific specialties: Technology and equipment for mechanical and physical-technical processing; Engineering technology; Welding, related processes and technologies; Machines, units and processes (by industry); Metallurgy and heat treatment of metals and alloys; Powder metallurgy and composite materials; Nanotechnologies and nanomaterials (by industry); Materials science (by industry). **The journal has the right to publish scientific papers within the specified specialties! The publication of papers is free.**

Due to the fact that the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science” accepts original scientific papers in the *Full Paper* format – the standard format for completed scientific research, it is recommended to enlarge the main text of the work (the body of the paper is taken into account, without lists of references) – 18–20 typewritten pages, 1.5 spacing. In the case when the work is declared as an overview, the volume should be increased to 30 pages. **The scientific paper** should have the structure of *IMRAD* (•*Introduction*, •*Methods*, •*Results*, •*Discussion*, •*Conclusion*).

### Paper submission

In order to submit a paper, the **author (all co-authors!)** should be [signed up for the journal website](#). The author (one of the co-authors) in his office selects the “Submit a paper” in the menu and enters all the necessary data. The author selects his/her co-authors from the list of registered users.

**Important:** The work should be received no later than 3 months before the official publication of the issue according to the schedule. In exceptional cases, in agreement with the editors of the journal, the deadline for submitting a paper to the next issue can be extended, but not more than two weeks.

### Schedule of the journal publication during the year

<i>Issue</i>	<i>Publication (month, date)</i>
1	03/15
2	06/15
3	09/15
4	12/15

Before sending the manuscript to the editors, the authors are highly recommended to check their paper using the **Anti-plagiarism** system. The allowable percentage of text borrowing from other sources is 5–10 %.

The manuscript of the paper is prepared in accordance with the formatting rules in MS Word and is attached in \*.doc, \*.docx format.

The scanned license agreement with the signatures of the authors and the expert opinion (**color mode, resolution of at least 600 dpi**) should also be attached on the journal’s website in the “Submit Paper” section in \*.pdf, \*.jpg, \*.jpeg formats.

At the end of all the work, be sure to click the “Send to the Editor” button.

Simultaneously with the article, the original expert opinion on the possibility of open publication of the article is sent to the postal address of the editorial office: 630073, Novosibirsk, Prospekt K. Marksa, Novosibirsk State Technical University (NSTU), bldg. 5, com. 137VTs, the deputy editor-in-chief Vadim Y. Skeebea.

When a manuscript is accepted for publication, an [author's license agreement](#) is additionally sent to the postal address of the editorial office.

*All manuscripts are reviewed.* There is no fee for publishing manuscripts.

### **Paper submission guidelines:**

See the section "Paper Submission guidelines" ([https://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov/rules](https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules)). Please read carefully all the points presented in these sections.

When formatting your work, it is recommended to use the template presented on the journal's website: [https://journals.nstu.ru/files/2\\_4/file/Shablon\\_oformleniya\\_OM\\_2020.docx](https://journals.nstu.ru/files/2_4/file/Shablon_oformleniya_OM_2020.docx).

### **Authors affiliation**

A list of authors should contain Full names. Names and Surnames of the author(s) should be written out. The full name of the organization for each of the authors, indicating the street, house number, city, postal code and country also should be written. For each of the authors, it is MANDATORY to indicate its unique identification code ORCID (Open Researcher and Contributor ID), RSCI AuthorID and e-mail. If there is no ORCID, then it is necessary to follow the link <https://orcid.org/> and register in the system. After registration, you need to edit your personal data and the list of publications.

After registering ORCID, you need to EDIT YOUR PERSONAL DATA AND THE LIST OF PUBLICATIONS IN THIS PROFILE ("**an empty ORCID profile is not allowed!**"). When uploading papers, give preference to English-language sources. **It is also recommended: when registering a profile in ORCID, use the Latin alphabet, not Cyrillic!**; indicate the full name, not the abbreviation. Do not confuse First name and Last name. If such errors are found, be sure to correct your profile! After filling out the profile, it is necessary to provide access to public information.

**A huge request to all authors** is also to check and correct the data in their profiles on the SCOPUS and WoS platforms. Indicate all your digital identifiers (CI) in your profile on the journal's website. **Attention!** When entering the corresponding CI, before saving the entered values in the profile, you need to look at the example and click on the "Check Profile" button located next to it. If the entered values are correct, the publishing system of the journal will open the corresponding page on the Internet with your data. Be careful when entering the RSCI AuthorID. This digital identifier should not be confused with the SPIN code.

**Attention – the RSCI AuthorID should be entered by each author in his/her profile on the journal's website!**

**The scientific paper should have the structure of *IMRAD* (Introduction, Methods, Results and Discussion):**

- Title;
- Abstract;
- Introduction;
- Methods;
- Results;
- Discussion;
- Conclusion;
- Acknowledgements / Funding;
- References.

### **Abstract**

Paper **abstract** should be: informative (do not contain general words); original; meaningful (reflect the main content of the paper and the research results); structured (follow the results description logic) (see examples in the section "Paper Submission guidelines"). The abstract should include the following aspects of the content of the paper: *the rationale; the subject; the purpose of the work; method or methodology of the work; results of work; the field of application of the results; conclusions.*

In the abstract, you should adhere to the structure of **IMRAD** and **clearly indicate in the text (for both Russian and English versions)** the corresponding sections: **Introduction; Methods; Results and Discussion** (*see an example*).

**The volume of the abstract in English should be at least 250 words!**

---

### *An example of a structured abstract:*

**Introduction.** Welding affect fundamentally on the availability of the constructions operated under the low temperatures due to a decrease in resistance to the nucleation and propagation of cracks in the heat-affected zone and weld metal. Despite the existence of a sufficiently large number of ways to improve the reliability of welded joints, some of them have now completely exhausted its capabilities, while others have not been brought to the stage of wide practical application. Therefore, the development of the necessary special welding technology in low temperature conditions remains an urgent problem. **The purpose of the work:** to find the ways to improve the reliability of high-duty metal constructions welded at low temperatures. The welded joints of 09G2S steel obtained by welding with direct current and pulsed low-frequency current modulation under conditions of positive (+ 20 °C) and negative (-45 °C) ambient air temperatures **are investigated** using three new types of welding electrodes. **The methods of investigation.** Mechanical tests for static tension and impact bending of welded samples, as well as spectral analysis of the chemical composition and metallurgical studies of weld metal are undertaken. **Results and Discussion.** It is revealed that the metal constructions operational factors depend on the choice of the welding method and welding temperature, as well as the characteristics of the welding material. It is established that to increase the impact strength of samples welded at negative temperatures by the adaptive pulse-arc welding method, an increase in heat input is required, relative to the rat of energy input, realized in the process of welding at positive temperature. The effect of the weld metal structure refinement using adaptive pulse-arc welding with coated electrodes is confirmed, including in conditions of negative ambient air temperature (down to 45 °C below zero). The presented results confirm the prospects of the developed approach aimed at obtaining new classes of materials and products, intended for operation in the conditions of the North and the Arctic.

---

### **Introduction**

The “**Introduction**” section should be used to define the place of your work (approach, data or analysis) (**up to 1.5-2 pages**). It is understood that there is an unresolved or emerging scientific problem that is being addressed in your paper. In this regard, this section should provide a sufficiently informed (with evenly distributed references to sources) literature review on the state of the indicated problem. Most of the links should be given in this section! At the end of the “**Introduction**” section, **the purpose of the work** is formulated and the **tasks** are indicated, the solution of which will allow achieving the set goal. There is no need to write about a specific result in this section, since there is a corresponding section in the structure of the paper.

### **METHODS / METHODS OF RESEARCH**

**Theory** (for theoretical works) or **Experimental technique** (for experimental works). One should avoid repetitions, unnecessary details and known provisions, detailed derivations of formulas and equations (give only the final formulas, explaining how it was obtained).

The rationale for the choice of this material (or materials) and methods for describing the material (materials) in this work are given.

If necessary, drawings of samples with units of measurement are given (units of measurement in SI system only). When testing reference materials, reference to the standard is sufficient. For a large test program, it is advisable to use a matrix-type table. If samples are taken from ingots, billets or components, then its orientation and location in the source material are described; standard designations according to the standard are used.

During the tests, the following information is provided: 1. Type and conditions of tests, for example, test temperature, loading rate, environment; 2. Describes the variable parameters, measured values and methods of its measurement with accuracy, degree of error, resolution, etc .; for quantities that have been calculated, the methods used to calculate it.

### **RESULTS AND ITS DISCUSSION**

A section contains a brief description of the experimental and/ or theoretical data obtained. The presentation of the results should consist in identifying the discovered patterns, and not in a mechanical retelling of the contents of tables and graphs. It is recommended to present the results in the past tense. The discussion should contain the interpretation of the research results obtained by **you** (correspondence of the results to the research hypothesis, generalization of the research results, proposals for practical application, proposals for the direction of future research).

The above recommendations are also relevant for theoretical and computational work. In papers based on computational work, you should specify the finite element type, boundary conditions and input parameters. The numerical result is presented taking into account the limitations (accuracy) in the applied computational methods.

In papers based on analytical work, when presenting a long series of formulas, it is necessary to provide an explanatory text so that the essence of the content of the work is clear. The correctness of the calculations should be confirmed by intermediate calculations. As in the case of experimental work, a simple description of numerical or analytical transformations without considering the theoretical (physical) root cause is usually not enough to justify the publication of such a paper. A simple report of numerical results in the form of tables or in the form of text, as well as endless data from experimental work, without trying to determine or hypothesize why such results were obtained, without trying to identify causal relationships, does not decorate the work.

Comparing your numerical results to the numerical results obtained by someone else can be informative. But it doesn't prove anything. Control by comparison with commonly known solutions and verification by comparison with experimental data are mandatory.

### **Discussion**

Use this section to fully explain the significance of your approach, data or analysis and results. This section organizes and interprets the results. The purpose of this section is to show what knowledge has been gained as a result of your work and to show the perspective of the results obtained by comparing it with the current situation in this area described in the "Introduction" section. A large number of graphs and color illustrations do not give a scientific result. It is the responsibility of the author to organize the data and present the results systematically. Thus, simply reporting test results without attempting to investigate internal mechanisms is of little value.

### **CONCLUSION / CONCLUSIONS**

This section usually begins with a few phrases summarizing the work done, and then the main conclusions are presented in the form of a list. Should be concise.

### **Graphics quality!**

We remind you that according to the requirements of the journal, charts and diagrams should be prepared in vector graphic editors. The resolution of the figures is not less than 600 dpi.). Under each figure there should be a corresponding caption (**in Russian and in English!**). The fonts in the figures should be enlarged and brought to uniformity. Dear authors, the journal "Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science" is a full-color printed edition. If your work contains drawings, it is recommended to make it in color (for clarity).

**The tables' headings** (as well as the internal content) should be both in Russian and English! (see "Paper Submission guidelines")

**Mathematical formulas:** complex and multi-line formulas should be typed **entirely in the formula editor Microsoft Equation 3.0!**

### **References**

The list of cited literature includes sources containing materials that the author used when writing the paper, and is drawn up according to the samples below. The composition of literary sources should reflect the state of scientific research in different countries in the problem area under consideration. Links should be available to the scientific community, so the DOI of the publication is desirable. The number of references should be **at least 20** with **more than 50 %** of foreign sources. References in the text are given in square brackets, for example [1] or [2–5]. The numbering of sources should correspond to the order of references to it in the text. Links to extended abstract of dissertation and dissertations are allowed if its available electronic versions are available. References to textbooks, teaching aids, monographs should be of subordinate importance and should not exceed 10–15%, since it is not easily accessible to the general scientific community. Links to unpublished works are not allowed. Self-citation should not exceed **15–17 %**. If the work was published in both Russian and English (or other) languages, then it is better to give a link to the translated work in the References. In connection with the entry of the journal into the citation database of scientific publications, in addition to the traditional list of references (**GOST 7.0.5–2008**), an additional list is required with the translation of Russian-language sources into Roman type and English language. Transliteration is strictly according to the BSI system (see <http://ru.translit.net/?account=bsi>) or (<https://antropophob.ru/utility-i-prochie-melochi/16-transliteratsiya-bsi>).

**If the paper has a DOI, be sure to indicate it! If the book has an ISBN, be sure to include it!**

Pay attention to the guidelines for formatting Russian-language sources in the **English-language section of the paper (in References)**.

**Dear Authors**, the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science” has successfully passed the re-registration procedure with ROSCOMNADZOR and, starting from 2021, is switching to the publication of a scientific publication in two languages. The first – printed (basic) – in Russian with an English part; the second – Electronic Publications (pdf) – all the work is completely in English. **After receiving a message about the acceptance of the paper for publication in the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science”, the authors should provide a high-quality translation of their paper into English** (machine translation is not allowed!). English version of the work should be formatted according to the template. **Attention!** The English version of the paper should be sent to the journal’s mail (metal\_working@mail.ru) within 2 weeks!

*Editorial board and editorial council of the journal  
“Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science”*

## МАТЕРИАЛЫ СОУЧРЕДИТЕЛЕЙ

Внимание, инженеры и технические специалисты, занимающиеся проектированием, эксплуатацией, наладкой электроавтоматики металлорежущих и металлообрабатывающих станков, а также студенты и аспиранты профильных специальностей вузов, соучредитель журнала «ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология · оборудование · инструменты)» ООО Научно-производственная коммерческая фирма «МАШСЕРВИСПРИБОР» готова предоставить свои страницы под рубрику «Системы автоматизации металлорежущих и металлообрабатывающих станков».

В представляемых для данной рубрики статьях должны быть изложены проблемы и их решения в рамках следующих тем:

- системы ЧПУ;
- станочные электроприводы;
- датчики и элементы станочной электроавтоматики;
- модернизация систем автоматизации и электроприводов;
- импортозамещение;
- автоматизация разработки технологических программ для станков с ЧПУ.

Преимуществом публикации будут пользоваться статьи, где отражены разработка и производство отечественных систем и элементов электроавтоматики, а также темы, посвященные импортозамещению. Для авторов статей под указанной выше рубрикой публикация является бесплатной.

**Важно!** Работа должна поступить не позднее чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику. В исключительных случаях по согласованию с редакцией журнала срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели. Перед отправкой рукописи в редакцию настоятельно рекомендуется авторам проверить свою статью с помощью системы Антиплагиат. Допустимый процент заимствования текста из других источников составляет 5–10 %. Объем материалов рубрики в одном выпуске журнала не должен превышать трех печатных страниц журнала (15 000 знаков без пробелов).

Материалы для публикации принимаются ООО Научно-производственной коммерческой фирмой «МАШСЕРВИСПРИБОР» (e-mail: [msp@chpu.ru](mailto:msp@chpu.ru)). Рукопись статьи готовится в соответствии с правилами оформления ([https://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov/rules](https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules)) в редакторе MS Word и прикрепляется в формате \*.doc, \*.docx.

**Вниманию авторов!** Материалы, поступившие от лица ООО Научно-производственной коммерческой фирмы «МАШСЕРВИСПРИБОР», не индексируются в Национальной библиографической базе данных научного цитирования РИНЦ – метаданные статей не подаются в научную электронную библиотеку eLIBRARY.RU. Кроме того, метаданные указанных материалов соучредителя не отправляются в международные базы Web of Science и Scopus.

Для опубликования материалов в основных рубриках журнала «ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология · оборудование · инструменты)», индексируемых в РИНЦ, Web of Science и Scopus, необходимо следовать правилам оформления и правилам подачи статей, представленных на сайте научного издания [https://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov).

Напоминаем, что в журнале публикуются в основном результаты оригинальных фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения и современной металлургии и материаловедения. В ВАК журнал «ОМ» зарегистрирован по следующим научным специальностям: Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; Технология машиностроения; Сварка, родственные процессы и технологии; Машины, агрегаты и процессы (по отраслям); Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; Порошковая металлургия и композиционные материалы; Нанотехнологии и наноматериалы (по отраслям); Материаловедение (по отраслям). Издание имеет право опубликовать научные работы только в рамках указанных специальностей!

В связи с тем, что журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» принимает оригинальные научные статьи в формате *Full Article*, стандартный формат для завершенных научных исследований, объем основного текста работы должен составлять не менее 18–20 страниц машинописного текста через 1,5 интервала (учитывается тело статьи, без списков литературы). В случае, когда работа заявляется как обзорная, объем должен быть увеличен до 30 стр. **Научная статья должна иметь структуру *IMRAD* (*Introduction, Methods, Results And Discussion*): • Введение (*Introduction*); • Методы / Методика исследований (*Methods*); • Результаты (*Results*); • Обсуждение (*Discussion*); • Заключение (*Conclusion*).**

Порядок подачи статьи в редакцию представлен на странице: [https://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov/how\\_to](https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/how_to).

Для того чтобы подать статью, **автор (все соавторы)** должен быть зарегистрирован на сайте журнала. Автор (один из соавторов) в своем кабинете выбирает в меню пункт «Подать статью» и вводит все необходимые данные. Своих соавторов при этом он выбирает из списка зарегистрированных пользователей.

Рукопись статьи готовится в соответствии с правилами оформления ([https://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov/rules](https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules)) в редакторе *MS Word* и прикрепляется в формате \*.doc, \*.docx. При оформлении своей работы рекомендуется воспользоваться шаблоном, представленным на сайте журнала: [https://journals.nstu.ru/files/2\\_4/file/Shablon\\_oformleniya\\_OM\\_2020.docx](https://journals.nstu.ru/files/2_4/file/Shablon_oformleniya_OM_2020.docx).

Сканированный лицензионный договор с подписями авторов и экспертное заключение (цветной режим сканирования, разрешение не менее 600 dpi) необходимо также прикрепить на сайте журнала в разделе «Подать статью» в формате \*.pdf, \*.jpg, \*.jpeg.

По окончании всех работ обязательно нажать кнопку «Отправить в редакцию».

Одновременно со статьей высылается оригинал экспертного заключения о возможности открытия опубликования статьи на почтовый адрес редакции: 630073, г. Новосибирск, пр-т Карла Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 137ВЦ, зам. гл. редактора Скиба В.Ю.

При принятии рукописи к печати дополнительно на почтовый адрес редакции высылается **авторский лицензионный договор**.

**Все рукописи рецензируются.** Плата за публикацию рукописей не взимается.

*Соучредители журнала*  
**«ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология • оборудование • инструменты)»**

# ОБРАБОТКА

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

# О МЕТАЛЛОВ

## ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» – рецензируемый научно-технический и производственный журнал, издающийся с 1999 года с периодичностью 4 раза в год.

В журнале публикуются в основном результаты оригинальных фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения, материаловедения и современной металлургии. Научно-технические статьи, направленные в адрес журнала, проходят рецензирование и редактирование. **Публикация статей бесплатная.**

Журнал предназначен для профессорско-преподавательского состава и научных работников высших учебных заведений и научно-исследовательских институтов, инженерно-технических работников производственных предприятий и проектных организаций.

Присутствуют разделы: «Технология», «Оборудование», «Инструменты», «Материаловедение», «Научно-техническая информация» и др.



WEB OF SCIENCE

Журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» индексируется в крупнейших в мире реферативно-библиографических и наукометрических базах данных *Web of Science* и *Scopus*.



Полный текст журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» можно найти в базах данных компании EBSCO Publishing на платформе EBSCOhost. EBSCO Publishing является ведущим мировым агрегатором научных и популярных изданий, а также электронных и аудиокниг.



Журнал входит в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук».

Правила представления статей для публикации и другая информация о журнале размещены на сайте научного издания:



[http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



630073, г. Новосибирск, проспект К. Маркса, 20, корп. 5, к. 137 ВЦ



+7 (383) 346-17-75



[metal\\_working@mail.ru](mailto:metal_working@mail.ru)  
[metal\\_working@corp.nstu.ru](mailto:metal_working@corp.nstu.ru)

Свидетельство о регистрации СМИ ПИ № ФС77-80400 от 01 марта 2021 г.

Print ISSN: 1994-6309 Online ISSN: 2541-819X

Индекс журнала в каталоге агентства «Роспечать» – 70590



НОВОСИБИРСК

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

**Volume 25 Number 4 OCTOBER – DECEMBER 2023**

# **BRABOTKA OMETALLOV**

**METAL WORKING  
& MATERIAL SCIENCE**

[http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)

**NOVOSIBIRSK**